

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto



Laser Cladding: sua aplicação à deposição de revestimentos em lâminas de destroçadores de madeira

Helena Isabel Moreira Souto

Dissertação realizada no âmbito do Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de
Materiais

Orientador FEUP: Prof. Doutor Luís Filipe Malheiros

Orientador FREZITE: Engº. Fernando Figueiredo

Porto, outubro de 2013

ATA DE PROVA PÚBLICA DA TESE DE MESTRADO

CANDIDATO	<i>Helena Isabel Moreira Souto</i>		Código	<i>201109143</i>
TÍTULO	<i>Laser Cladding: sua aplicação à deposição de revestimentos em lâminas de destroçadores de madeira</i>			
DATA	<i>10 de Outubro de 2013</i>			
LOCAL	<i>Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala F103 - 10h00</i>			
JÚRI	<i>Presidente</i>	<i>Professor Doutor Fernando Jorge Mendes Monteiro</i>	<i>DEMM/FEUP</i>	
	<i>Arguente</i>	<i>Professora Doutora Maria Teresa Freire Vieira</i>	<i>DEM/FCTUC</i>	
	<i>Orientador</i>	<i>Professor Doutor Luís Filipe Malheiros de Freitas Ferreira</i>	<i>DEMM/FEUP</i>	

Resumo

O desenvolvimento de novos materiais para ferramentas de corte, acompanhado pelo emergir de novos processos produtivos, resulta no desenvolvimento de novas condições de corte competitivas, quer a nível económico, quer do ponto de vista da sua eficiência. Neste sentido, o presente trabalho visa o estudo da viabilidade da deposição de revestimentos de WC-Ni em lâminas de equipamentos destruidores de madeira, em aço 75Cr1, pela tecnologia de laser cladding. Visa-se assim a possibilidade de vir a substituir as lâminas de corte atualmente produzidas pela FREZITE para esse mesmo fim.

A familiarização com esta nova tecnologia foi efetuada através da deposição de revestimentos de Stellite 6 sobre as lâminas de aço 75Cr1.

Os revestimentos foram efetuados recorrendo a um laser Nd:YAG através da metodologia de injeção do material de adição sob a forma de pó.

Os parâmetros geométricos do processo foram analisados e relacionados com a qualidade do revestimento.

A microestrutura dos revestimentos foi avaliada por microscopia ótica e microscopia eletrónica de varrimento.

A caracterização mecânica foi efetuada através de ensaios de microdureza e de desgaste ball-cratering.

A análise microestrutural revela a presença de defeitos (porosidade, adesão insuficiente) nos revestimentos de WC-Ni.

Os revestimentos de WC-Ni obtidos apresentaram uma qualidade muito inferior ao espectável. Assim, nada se pode concluir acerca do seu desempenho, face ao das lâminas atualmente produzidas pela FREZITE.

Os resultados dos ensaios de desgaste mostram que a distribuição das partículas de WC é determinante na taxa de desgaste do compósito.

Palavras-Chave: Laser Cladding, Stellite 6, WC-Ni, Resistência ao Desgaste

Abstract

The development of new materials for cutting tools as well as of new productive processes lead to the development of the new competitive cutting conditions from the economic and performance standpoint of view. So, the aim of the present project work is to study the feasibility of WC-Ni coatings, produced on DIN 1075 steel substrate with laser cladding technology in the cutting blades of wood chipper. So, the focus was to develop an alternative to blades currently produced by FREZITE.

The familiarization with this new technology was carried out through the deposition of Stellite 6 coatings on DIN 1075 steel substrate.

The coatings were produced with a continuous Nd:YAG laser using the injected powder technique.

The effect of the geometrical parameters of the process on the clad layer quality was investigated.

The microstructures of the coatings were observed by optical and scanning electron microscopy.

The mechanical characteristics were evaluated by microhardness Vickers and ball cratering wear testings.

The microstructural analysis reveals the presence of some defects (porosity, deficient adhesion) in WC-Ni coatings.

The quality of the WC-Ni coating obtained is inferior to the expected one. So, it was impossible to conclude about their performance comparatively with the cutting blades presently produced by FREZITE.

The results of the wear and tear showed that the distribution of the WC particles is fundamental in the rate of wear and tear of the composite.

Keywords: Laser Cladding, Stellite 6, WC-Ni, Wear Resistance

Agradecimentos

Durante a realização do presente trabalho, pude contar com o contributo de várias pessoas e instituições, às quais me imponho na obrigação de expressar todo o meu reconhecimento e gratidão:

Em primeiro lugar, à FREZITE, em particular ao Engº Tiago Fernandes e ao Engº Fernando Figueiredo, pela oportunidade concedida e disponibilidade de recursos necessários à realização do presente trabalho.

Ao professor Luís Filipe Malheiros quero elogiar a excelente orientação, repleta de sábios conhecimentos, dedicação e disponibilidade.

Ao IST, nas pessoas do professor Rui Vilar e da professora Amélia Almeida por disponibilizarem as instalações laboratoriais do laser e pela colaboração prestada na produção dos revestimentos.

Ao CEMUP, por todo o empenho e colaboração na análise por microscopia eletrónica de varrimento.

À Carole Loable, pela ajuda prestada relativa ao funcionamento dos equipamentos do laboratório do laser e pelo acompanhamento prestado no decorrer do trabalho experimental realizado no IST.

Ao departamento de Engenharia Mecânica da FEUP, na pessoa do professor Monteiro Baptista, que tornou possível a realização dos ensaios de desgaste por ball-cratering.

À Engª Cláudia Lopes e ao Sr. Ramiro Soares, do DEMM, por toda a ajuda prestada durante a preparação metalográfica das amostras.

Por fim, agradeço e dedico a realização deste trabalho à minha família e amigos, pelo incentivo e apoio prestado em todos os momentos.

Lista de Figuras

Figura 1- Representação esquemática da tecnologia laser cladding: deposição de revestimento sob a forma de pó (a) e de fio (b) {adaptado de [4]}.....	3
Figura 2- Esquema representativo dos principais componentes de um sistema laser cladding {adaptado de [8]}.....	5
Figura 3- Tipos de configuração geométrica do nozzle: (a) - coaxial, (b) - lateral {adaptado de [4]}.....	6
Figura 4- Variação da refletividade da radiação, para diferentes materiais, em função do respetivo comprimento de onda {adaptado de [4]}.....	11
Figura 5 - Representação esquemática de um corte transversal de um substrato revestido por laser cladding, com indicação dos parâmetros geométricos do revestimento suscetíveis de avaliação: largura e espessura do revestimento, e zona termicamente afetada (ZTA) {adaptado de [18]}.....	12
Figura 6- Imagens representativas dos três tipos de cordão, alusivas à taxa de diluição ou ao grau de aderência do revestimento ao substrato: a) taxa de diluição nula, b) taxa de diluição excessiva c) taxa de diluição moderada {adaptado de [7]}.....	13
Figura 7- Observação por microscopia ótica da seção transversal dos revestimentos: a) evidencia a formação de clusters de WC, b) evidencia a acumulação das partículas de WC na base do revestimento {adaptado de [20]}.....	16
Figura 8- Respresentação esquemática de uma indentação Vickers, com destaque para as diagonais da base da pirâmide impressas no material após ensaio {adaptado de [29]}.....	20
Figura 9 - Forma de medição da cratera de desgaste, onde 1 representa a direção de rotação da esfera {adaptado de [30]}.....	21
Figura 10- Nomenclatura dos elementos da parte ativa de uma ferramenta de corte {adaptado de [31]}.....	23
Figura 11- Ilustração de uma parte integrante (conjunto de lâminas) de um destroçador de madeira.....	24
Figura 12- Desenho técnico das lâminas FREZITE.....	24
Figura 13- Esquema representativo do tipo de desgaste: a) abrasão a dois corpos b) abrasão a três corpos {adaptado de [32, 33]}.....	26
Figura 14- Esquema ilustrativo dos mecanismos fundamentais de desgaste abrasivo {adaptado de [32]}.....	26

Figura 15- Imagem em SEM dos pós de Stellite 6.....	27
Figura 16- Imagem em SEM dos pós de WC e de Ni.	29
Figura 17- Representação esquemática da geometria do substrato com as respectivas dimensões	29
Figura 18- Microestrutura do aço 75Cr1 (Ataque com Nital 2%).	30
Figura 19- Sistema gravitacional de alimentação de pó {adaptado de [4]}.....	31
Figura 20- Esquema do sistema tecnológico utilizado {adaptado de [34]}.....	31
Figura 21- Variação da altura, largura e taxa de diluição em função da velocidade de varrimento do laser.....	36
Figura 22- Imagens dos revestimentos de: a) Stellite 6, b) WC-Ni.	37
Figura 23- Imagens das seções transversais das pistas obtidas por laser cladding.	37
Figura 24- Imagens obtidas em microscopia ótica, nas quais se observa a presença de defeitos nos revestimentos: a) e c) porosidades, b) e d) falta de aderência ao substrato.	38
Figura 25- Microestrutura do revestimento de Stellite 6 observada em microscópio ótico....	39
Figura 26- Imagem SEM da microestrutura do revestimento de Stellite 6.	39
Figura 27- Microestrutura do revestimento de Stellite 6 observada em SEM.	40
Figura 28- Espectro EDS relativo à zona 5 (Z5).....	40
Figura 29- Secção transversal do revestimento de WC-Ni F, observada em SEM: a) presença de poros e de partículas de WC não dissolvidas sobretudo na região de sobreposição, b) solubilização das partículas de WC e respetiva formação da estrutura dendrítica.	41
Figura 30- Espectros EDS relativos a Z1 e Z2 da fig. 29.	42
Figura 31- Secção transversal do revestimento de WC-Ni G, com destaque para as zonas Z3 com elevado teor em níquel.	42
Figura 32- Espectro EDS relativo a Z3 da fig. 31.....	43
Figura 33- Espectro EDS relativo a Z4 da fig. 31.....	43
Figura 34- Perfil de durezas do revestimento de Stellite 6.....	44
Figura 35- Imagem SEM da microestrutura do revestimento de Stellite 6, com destaque para o refinamento das dendrites junto à superfície do revestimento.	44
Figura 36- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura da ZTA do aço 75Cr1 resultante do processo de deposição da Stellite 6.....	45
Figura 37- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura do aço 75 Cr1 (região imediata à ZTA) , que consiste numa matriz ferrítica com carbonetos globulizados.	45

Figura 38- Line scan dos elementos presentes no revestimento e no substrato de: a) ST 6 de menor espessura, b) ST 6 de maior espessura.	46
Figura 39- Perfil de durezas no revestimento de WC-Ni.	47
Figura 40- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura da ZTA do aço 75Cr1 resultante da deposição de WC-Ni.	47
Figura 41- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura do aço 75Cr1 (região imediata à ZTA) resultante da deposição de WC-Ni.	48
Figura 42- Volume de material desgastado em função do número de ciclos para os revestimentos de Stellite 6 e de WC-Ni e para o substrato em aço 75Cr1.....	49
Figura 43- Imagem SEM de crateras de desgaste obtidas pela utilização de diferentes frações volúmicas de SiC: a) 2% e b) 13%.	50
Figura 44- Representação gráfica do volume de material erodido em função da fração volúmica de partículas abrasivas de SiC.	50
Figura 45- Imagem SEM da superfície de amostra que sofreu desgaste por riscamento.	51
Figura 46- Imagem SEM da superfície de amostra que sofreu desgaste por rolamento.....	51
Figura 47- Imagem SEM que evidencia o arrancamento parcial de partícula de WC da matriz de níquel.....	52

Lista de Tabelas

Tabela 1- Tipos de laser adequados à tecnologia laser cladding [11].	6
Tabela 2- Tamanho médio das partículas de WC e sua distribuição (fração volúmica)	15
Tabela 3- Composição química típica da Stellite 6 [26].	17
Tabela 4- Materiais de adição.	27
Tabela 5- Composição química (análise semi-quantitativa) da Stellite 6.	27
Tabela 6- Procedimentos da preparação prévia dos materiais.	28
Tabela 7- Composição química (% em peso) do aço 75Cr1.	30
Tabela 8- Parâmetros tecnológicos.....	31
Tabela 9- Definição das variáveis de funcionamento do laser.	32
Tabela 10- Reagentes químicos utilizados na contrastação química das amostras.	33
Tabela 11- Compilação dos dados relativos aos ensaios Ball-Cratering.	34
Tabela 12- Resultados da aplicação das condições de deposição enunciadas na tabela 8.	35
Tabela 13- Taxas de desgaste dos diferentes materiais.	49

Nomenclatura

Símbolos

A (1)	Área do revestimento
A (2)	Área do substrato que sofreu fusão
Al	Alumínio
Au	Ouro
b	Diâmetro da cratera (mm)
C	Carbono
c	Velocidade da luz no vácuo ($3 \times 10^8 \text{ m s}^{-1}$)
Co	Cobalto
Cr	Crómio
CrO ₃	Óxido de crómio
Cu	Cobre
D	Taxa de diluição (%)
D _L	Diâmetro da mancha focal (mm)
D _p	Diâmetro do nozzle (mm)
E	Energia (J)
E _a	Energia por unidade de área (J mm^{-2})
E _l	Energia do feixe laser (J)
F, N	Carga normal aplicada (N)
Fe	Ferro

h	Constante de Plank ($6,6 \times 10^{-34} \text{ J s}^{-1}$)
K_c	Coeficiente de desgaste ($\text{mm}^2 \text{ N}^{-1}$)
KMnO_4	Permanganato de potássio
LaB_6	Hexaboreto de lantânio
Mn	Manganês
NaOH	Hidróxido de sódio
Ni	Níquel
P	Potência do laser (W)
PDD	Massa de pó depositado por unidade de área (g mm^{-2})
R	Taxa de deposição de pó (g s^{-1})
R_e	Raio da esfera (mm)
S	Distância de deslizamento (mm)
SiC	Carboneto de Silício
T^a	Temperatura ($^{\circ} \text{C}$)
TiC	Carboneto de Titânio
V	Velocidade de processamento (mm s^{-1})
V_s	Volume erodido (mm^3)
WC	Carboneto de Tungstênio
λ	Comprimento de onda da radiação (m)
π	Constante numérica ($\cong 3,14159$)
Δ	Variação incremental da distância

Abreviaturas

CAD	Computer-Aided Design
CAM	Computer-Aided Manufacturing
CMM	Compósito de Matriz Metálica
CNC	Controlo numérico computadorizado
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
FCC	Face-Centered Cubic
HCP	Hexagonal Close-Packed
HV	Dureza Vickers
HVOF	High Velocity Oxy Fuel Spraying
LAS	Software Leica Application Suite
MIG	Metal Inert Gas Welding
Nb: YAG	Neodymium-Doped Yttrium Aluminum Garnet
SEM	Scanning Electron Microscope
ST 6 F	Revestimento de Stellite 6 de menor espessura
ST 6 G	Revestimento de Stellite 6 de maior espessura
TIG	Tungsten Inert Gas Welding
WC-Ni F	Revestimento de WC-Ni de menor espessura
WC-Ni G	Revestimento de WC-Ni de maior espessura
XRD	X-Ray Diffraction
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Índice

1	Introdução	1
1.1	A FREZITE	2
2	Estado da arte	3
2.1	Tecnologia laser cladding	3
2.1.1	Descrição do processo	3
2.1.2	Vantagens	4
2.1.3	Equipamento.....	5
2.1.4	Aplicações	8
2.1.5	Parâmetros de processamento	8
2.2	Materiais	13
2.2.1	Compósitos de matriz metálica (CMM).....	13
2.2.2	Stellite 6.....	17
2.3	Métodos de caracterização dos revestimentos	18
2.3.1	Análise morfológica	18
2.3.2	Ensaio de dureza.....	19
2.3.3	Ensaio da resistência ao desgaste	20
3	Ferramentas de Corte	23
3.1	Geometria da ferramenta	24
3.2	Desgaste.....	25
4	Trabalho Experimental.....	27
4.1	Materiais	27
4.1.1	Material de adição	27
4.1.2	Substrato.....	29
4.2	Deposição por laser	30
4.2.1	Equipamento.....	30
4.2.2	Seleção das variáveis de funcionamento do laser	32

4.3	Caracterização metalográfica	32
4.4	Outros métodos de caracterização	33
4.4.1	Microdureza Vickers	33
4.4.2	Desgaste Ball-Cratering	33
5	Resultados e Discussão	35
5.1	Análise dos parâmetros de processamento	35
5.2	Caracterização dos revestimentos de Stellite 6 e de WC-Ni	36
5.2.1	Revestimento de Stellite 6	38
5.2.2	Revestimento de WC-Ni	41
5.3	Dureza.....	43
5.3.1	Revestimento de Stellite 6	43
5.3.2	Revestimento de WC-Ni	46
5.4	Desgaste.....	48
6	Conclusões e Recomendações	53
7	Referências Bibliográficas	55

1 Introdução

A evolução das ferramentas de corte acompanha as exigências do mercado, podendo ser comparável, no sentido figurado, à evolução biológica, ou seja, à sobrevivência das espécies mais aptas. Os aços rápidos revolucionaram a tecnologia da maquinagem, quer pelo aumento da produtividade quer pela necessidade de revisão dos aspetos construtivos das máquinas-ferramenta. Fundamentalmente são aços ligados, contendo vários elementos de liga, os responsáveis pela melhoria de propriedades mecânicas. Destaca-se como elemento de liga o tungsténio cuja função é conferir resistência a quente, característica que faz com que o aço rápido seja o mais utilizado no fabrico de ferramentas de corte. No entanto, o aparecimento das ligas comercialmente designadas por Stellites, com resistência a quente superior à dos aços rápidos, veio impulsionar o seu emprego na maquinagem de ligas duras e tenazes. Esta terá sido a característica mais interessante das ligas vazadas até se ter desenvolvido o metal duro, material requisitado por excelência para conferir à ferramenta uma elevada resistência ao desgaste.

O maior desafio no desenvolvimento das ferramentas de corte centra-se sobre o compromisso entre a resistência ao desgaste e a elevada tenacidade a que o material deverá responder quando sujeito a condições de corte severas. Estas propriedades nem sempre são conciliáveis num só material, tornando-se por isso necessária a aplicação de revestimentos. Entre as várias tecnologias de deposição existentes para o efeito, destaca-se o laser cladding por permitir a fusão de um material metálico ou cerâmico sobre a superfície de um substrato para o menor grau de diluição possível. Neste contexto, a deposição por laser surge como tecnologia alternativa e promissora para o grupo FREZITE, com possível aplicabilidade no processamento de revestimentos sobre as ferramentas de corte.

1.1 A FREZITE

A FREZITE, fundada em 1978, é uma empresa com vasta experiência no desenvolvimento e produção de ferramentas de corte por arranque de apara, direcionadas para as indústrias de transformação da madeira, plásticos, metais e compósitos [1].

O seu crescente desenvolvimento reflete-se nos elementos de negócio que são apresentados no seu “Manual da Qualidade”:

- Missão – espelha a forte aposta na inovação e criação de valor para os seus clientes, colaboradores e demais stakeholders;
- Visão – o objetivo “*major*” é fomentar o desenvolvimento sustentável considerando a melhoria da qualidade de vida das pessoas;
- Valores – priorizam o trabalho em equipa, a integridade e a inovação.

2 Estado da arte

2.1 Tecnologia laser cladding

Neste subcapítulo apresentar-se-á a descrição do processo de deposição, dos seus parâmetros, aplicações e vantagens face às técnicas de deposição concorrentes.

2.1.1 Descrição do processo

O laser cladding consiste na deposição de um revestimento à superfície de um substrato cuja fusão é assegurada pela energia fornecida por um feixe laser. A fusão simultânea do substrato/revestimento e a posterior solidificação e rápido arrefecimento promovem a formação de uma zona de ligação entre ambos [2].

Tipicamente obtêm-se pistas com largura entre 0,2 e 6 mm; a sua espessura pode variar entre 0,1 e 2 mm e terá em conta a aplicação em vista [2].

A deposição do material de adição pode ser efetuada segundo duas metodologias: sob a forma de pó ou sob a forma de fio (fig. 1) [3].

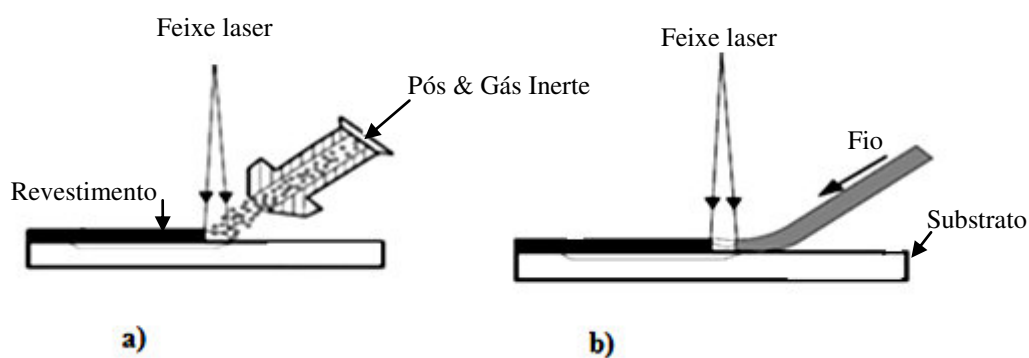


Figura 1- Representação esquemática da tecnologia laser cladding: deposição de revestimento sob a forma de pó (a) e de fio (b) {adaptado de [4]}.

Utilizar o material de adição sob a forma de fio torna-se mais vantajoso quando se pretende revestir peças com geometrias bastante complexas devido à maior facilidade de

ajuste do fio à posição da zona onde se pretende efetuar o revestimento. No entanto, este procedimento obriga a um controlo apertado dos parâmetros do laser, direção do seu avanço e posição do fio, uma vez que a mínima perturbação afeta facilmente a qualidade do revestimento [4]. Na introdução do material de revestimento sob a forma de pó, o feixe laser atravessa livremente o fluxo de pó, promovendo uma elevada absorção da sua energia (o que se torna inalcançável quando se recorre ao material de adição na forma de fio) [4].

B. Borges, L. Quintino, et al. [3] concluíram que a taxa de deposição é efetivamente mais elevada quando se utiliza material de adição na forma de pó, conduzindo a elevados níveis de produtividade em ambiente empresarial.

De uma forma geral, os revestimentos em pó apresentam boa qualidade superficial, geometria regular (largura e espessura) praticamente inalterada com o posicionamento do laser, excelente adesão ao substrato, com reduzido grau de diluição (3 a 5 %) [3, 5]. Neste sentido, e face à elevada disponibilidade de uma vasta gama de materiais na forma de pós, a injeção de pó é maioritariamente a técnica de eleição [4].

2.1.2 Vantagens

Os métodos convencionais de deposição (plasma, flame spraying e high velocity oxy fuel spraying (HVOF)) são utilizados nas situações em que se pretende obter materiais com elevada resistência ao desgaste ou elevada resistência à corrosão [6]. Embora as características intrínsecas de cada método determinem a qualidade dos revestimentos obtidos, regra geral, da aplicação dos métodos acima enunciados resultam revestimentos com baixa adesão ao substrato, com elevado nível de porosidade e propensão para a ocorrência de distorções do material [6].

O processamento de materiais por laser é atrativo e mais vantajoso [6] na medida em que possibilita o tratamento de pequenas regiões localizadas, permitindo ultrapassar os problemas descritos [7]. O baixo input de energia requerido pela tecnologia conduz à obtenção de zonas termicamente afetadas (ZTA) menos extensas, reduzidas distorções e baixo grau de diluição do substrato. Adicionalmente, o desenvolvimento de elevadas taxas de aquecimento/arrefecimento favorecem a formação de microestruturas refinadas [7].

Apesar da tecnologia se apresentar vantajosa relativamente aos processos convencionais referidos, há que ter em atenção que requer um forte investimento em equipamentos, bem como um rigoroso controlo dos parâmetros laser [4].

A introdução de uma nova tecnologia deve ser acompanhada de uma análise custo-benefício. No caso do laser cladding, a análise deverá considerar uma característica inerente à tecnologia: globalmente permite a eliminação de operações de acabamento, com a consequente redução de custos de produção [4].

2.1.3 Equipamento

De uma forma simplista, o sistema (ver fig. 2) associado ao laser cladding integra os seguintes componentes: sistema de alimentação de pó com a respetiva cabeça (nozzle) de injeção incorporada, um laser e um dispositivo de posicionamento (máquina CNC, robot) operado por software CAD/CAM [2].

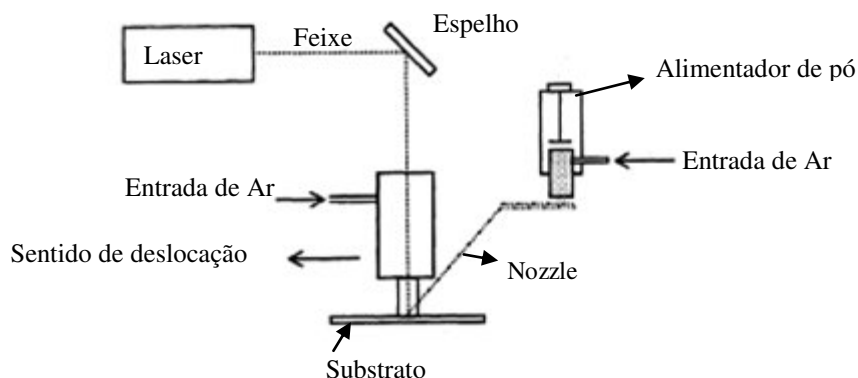


Figura 2- Esquema representativo dos principais componentes de um sistema laser cladding {adaptado de [8]}.

Entre todos os componentes, o nozzle apresenta-se como o componente-chave de todo o sistema devido à influência que exerce sobre a capacidade de escoamento do fluxo de pó [2]. Por esta razão, e considerando crucial a tipologia do pó (distribuição granulométrica, forma, teor de humidade) na afetação do escoamento, justifica-se a necessidade de um sistema capaz de gerar um fluxo de pó contínuo e uniforme, para uma dada taxa de deposição [4].

Atendendo às características dos pós a processar e à complexidade geométrica do substrato, existem vários tipos de sistemas de alimentação de pó [9], categorizados segundo o seu princípio de funcionamento (gravitacional, vibracional, outros [4]) e segundo a configuração geométrica do nozzle (fig. 3) (lateral e coaxial [9]).

A cabeça de injeção coaxial é a mais utilizada nos sistemas de deposição por laser devido à sua simplicidade de alinhamento e elevado rendimento de deposição do pó (60 a 90%, para pistas de largura superior a 1,5 mm) [10].

Da observação da figura 3, regista-se o envolvimento do fluxo de pó pelo feixe laser. A saída das partículas, através da cabeça de injeção, ocorre segundo um escoamento laminar paralelo ao perfil do feixe laser. Este tipo de escoamento é determinante na obtenção de elevado rendimento de deposição, e de um revestimento de elevada precisão dimensional e qualidade superficial [4].

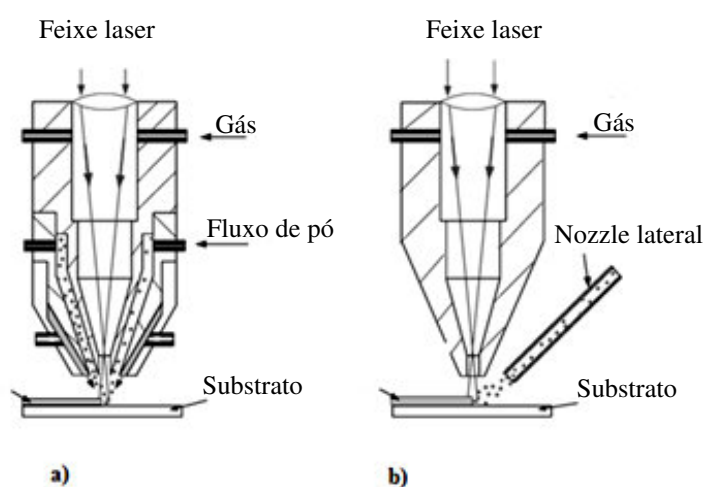


Figura 3- Tipos de configuração geométrica do nozzle: (a) - coaxial, (b) - lateral {adaptado de [4]}.

Relativamente à tipologia do laser, a Tabela 1 apresenta os lasers mais adequados à tecnologia. De referir que o regime de operação do laser pode ser contínuo ou pulsado, dependendo da aplicação em vista.

Tabela 1- Tipos de laser adequados à tecnologia laser cladding [11].

Laser	Comprimento de onda (μm)	Qualidade do feixe
CO ₂	10,6	Alta
Nd:YAG	1,06	Baixa
Fibra	1,07	Alta
Semicondutores	0,8 – 1	Baixa

Genericamente, o laser mais utilizado para efetuar a deposição de revestimentos é o de semicondutores, devido à sua capacidade de operar com potências até os 6 kW e por ter a particularidade de possuir elevada eficiência energética (35-50%) relativamente a outros lasers, enquadrados no domínio dos sistemas laser com meio de ganho de baixa densidade (laser systems involving low-density gain media) [2, 12]. Este tipo de laser consiste numa cavidade ótica na qual se encontra um meio ativo (junção P-N) que possibilita a amplificação do sinal ótico. Para melhor compreensão do funcionamento da junção P-N, importa explicitar que os semicondutores são constituídos por dois tipos de elementos dopantes: uns com excesso de eletrões (tipo N) e outros com défice de eletrões/excesso de lacunas (tipo P). A junção de uma pastilha de material semiconductor tipo N e uma do tipo P promove o fluxo de corrente num só sentido e a obtenção da junção P-N (difusão dos eletrões do lado N para o lado P) [12]. Assim, as transições entre estados com níveis de energia distintos processam-se de forma diferente dos restantes tipos de lasers. Em vez do aparecimento de níveis energéticos bem definidos, verifica-se o aparecimento de bandas de energia (banda de valência e banda de condução) [12]. Para que um eletrão de energia E_2 (na banda de condução) se recombine com uma lacuna de E_1 (banda de valência), emitindo um fóton, é necessário que a diferença de energia entre as duas bandas seja igual à energia necessária para a emissão do fóton:

$$E_2 - E_1 = \frac{hc}{\lambda} \quad (1)$$

em que:

h é a constante de Plank

c é a velocidade da luz

λ é o comprimento de onda

Existem três processos de interação dos eletrões do semiconductor com os fótons:

- Absorção – um fóton incidente provoca a geração de um par eletrão-lacuna;
- Emissão espontânea – ocorre a recombinação radiativa não induzida, ou seja, a emissão de um fóton, sem que exista uma correlação entre o fóton emitido e os fótons existentes na cavidade;
- Emissão estimulada – um fóton incidente provoca a recombinação de um par eletrão-lacuna, originando um novo fóton que apresenta a mesma fase, direção e comprimento de onda do indutor [13].

Entretanto, há que ter em atenção que o laser de semicondutores apresenta baixa qualidade do feixe que produz (ver tabela 1), limitando a sua aplicação em revestimentos que exijam elevada precisão e microprocessamento. Nestes casos utilizam-se preferencialmente lasers de fibra [2].

2.1.4 Aplicações

A tecnologia laser cladding tem suscitado elevado interesse científico noutros setores para além dos revestimentos de superfícies metálicas: reparação de componentes e prototipagem [2].

A reparação de componentes com elevado valor acrescentado visa repor não só a forma original das peças como também as suas propriedades mecânicas. A título de exemplo, cita-se fundamentalmente a sua aplicabilidade em peças danificadas por desgaste: pás de turbinas, ferramentas e componentes para aplicações civis e militares [4, 14].

O sucesso da tecnologia laser cladding, face às técnicas de reparação convencionais (soldadura TIG ou MIG), advém da sua capacidade de obter peças com propriedades mecânicas superiores e com parâmetros geométricos (diluição) facilmente controláveis [15]. A questão da degradação térmica decorrente do processo de reparação TIG não é colocada no processo de reparação por laser uma vez que aquele permite concentrar o input energético apenas nas regiões da peça onde se pretende efetuar a reparação. Assim, genericamente, obtêm-se restauros isentos de porosidade e fissuração com tempo de vida útil superior [15].

No campo da prototipagem rápida e ferramentaria, a tecnologia laser destaca-se porque permite uma redução do tempo de fabricação de ferramentas e de componentes complexos a partir de modelos CAD [4].

Alguns exemplos de sucesso de conceção de protótipos e de ferramentas através do laser cladding foram obtidos com os seguintes materiais: aços inoxidáveis (316, 304L, 309, 420), aços martensíticos (M300, M2), aços-ferramenta (H13, P20, P21, S7, D2), ligas de níquel (Inconel 600, 625, 690, 718), ligas de titânio (Ti-6Al-4V), alumínio e suas ligas, cobre e suas ligas, Stellite, e carboneto de tungsténio [16].

2.1.5 Parâmetros de processamento

No processo de deposição por laser poder-se-á considerar a existência de uma correlação entre as variáveis que regulam o funcionamento do laser e a qualidade do revestimento. Assim, variáveis como a potência e o diâmetro da mancha focal do laser, a

velocidade de injeção do fluxo de pó ou velocidade de deslocamento da peça a revestir, a taxa de deposição do pó, o ângulo entre o nozzle do sistema de alimentação e o substrato, assumem-se como as principais a definir. Com o propósito de relacionar de forma mais simplista as inúmeras variáveis associadas ao processo, utilizam-se os parâmetros combinados.

A combinação dos parâmetros pode ser analisada segundo quatro vertentes: energia fornecida por unidade de área (E_a), taxa de deposição de pó (R), tempo de interação (t) e massa de pó depositado por unidade de área (PDD). A E_a , que é o principal parâmetro que regula a fusão do substrato e do pó, é definida pela equação 2:

$$E_a = \frac{P}{V \cdot D_L} \quad (2)$$

em que:

P é a potência do feixe laser

V é a velocidade de processamento

D_L é o diâmetro da mancha focal

A taxa de deposição de pó corresponde à quantidade de pó (m) que é introduzida na zona de fusão, por unidade de tempo (t):

$$R = \frac{m}{t} \quad (3)$$

O tempo de interação entre o feixe laser e o material a revestir é definido como:

$$t = \frac{D_L}{V} \quad (4)$$

em que:

V é a velocidade de processamento

D_L é o diâmetro da mancha focal

A PDD é calculada a partir da equação:

$$PDD = \frac{R}{V \cdot D_L} \cdot \frac{D_L^2}{D_p^2} \quad (5)$$

em que:

R é a taxa de deposição de pó

V é a velocidade de processamento

D_L é o diâmetro da mancha focal

D_p é o diâmetro do nozzle

De referir que as equações 2 e 5 são válidas apenas para o laser operado em modo contínuo [17].

Para além da definição dos parâmetros citados, torna-se necessário perceber qual a sua influência na qualidade do revestimento. Para o efeito, é feita uma avaliação em termos do grau de diluição presente nos revestimentos.

2.1.5.1 Diluição

A diluição deve ser a mínima possível de forma a preservar as propriedades intrínsecas do revestimento, mas suficientemente elevada para que ocorra a formação da zona de fusão, responsável pela forte ligação que é estabelecida entre o substrato e o revestimento [3].

Entende-se por taxa de diluição a proporção de material do substrato que fundiu durante o processo laser cladding, contribuindo assim para a formação do revestimento [18]. Deste modo, a ausência de contaminação do revestimento equivale a obter uma taxa de diluição nula [8]. A obtenção de baixas taxas de diluição depende de vários fatores:

- condutividade térmica e temperatura inicial do substrato:

Dependendo da temperatura alcançada pelo substrato, atingir-se-á um dado grau de diluição. Na realidade, a radiação do feixe laser não determina diretamente a “fonte” de energia gerada no interior do material. Para que seja produzido qualquer efeito sobre o material, este deve ser capaz de absorver a radiação. Por outro lado, o desenvolvimento de elevadas temperaturas durante o processo de deposição por laser, pode também induzir a fissuração do substrato. No sentido de reduzir a probabilidade de fissuração, geralmente efetua-se um tratamento térmico prévio ao substrato, que permite reduzir as suas tensões residuais[15].

- taxa de deposição do pó:

A otimização do fluxo do pó permite controlar a extensão da diluição na medida em que uma diminuição na taxa de deposição do pó conduz a um aumento de diluição [8].

- potência do laser:

A incidência de um laser de baixa potência impede a ocorrência de fusão do substrato e, conseqüentemente, conduz a revestimentos com aderência reduzida. Contudo, elevadas potências favorecem a fusão do substrato, acentuando excessivamente o efeito da diluição [15].

- refletividade do material no comprimento de onda da radiação usada:

A refletividade da radiação que, por um lado, está associada ao seu comprimento de onda, e, por outro, ao metal a processar (fig. 4), é um problema relevante a considerar quando se pretende efetuar o processamento de materiais por laser [4].

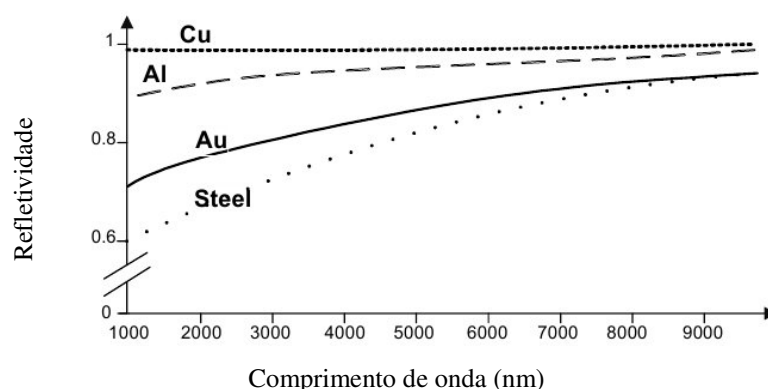


Figura 4- Variação da refletividade da radiação, para diferentes materiais, em função do respectivo comprimento de onda {adaptado de [4]}.

A avaliação da taxa de diluição (D) é feita através do método das áreas (ver equação 6) recorrendo a um software de aquisição e análise de imagem acoplado a um microscópio ótico [18].

$$D (\%) = \frac{A (2)}{A (1) + A (2)} \cdot 100 \quad (6)$$

onde as áreas A(1) e A(2) correspondem às representadas na figura 5.

Para além da análise da diluição, é importante avaliar outros parâmetros geométricos como a espessura, largura do revestimento e molhabilidade, através da determinação do ângulo de contacto (fig. 5).

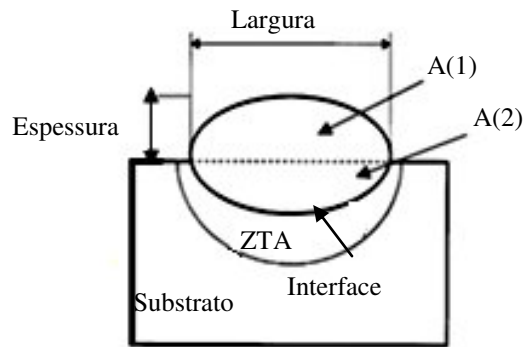


Figura 5 - Representação esquemática de um corte transversal de um substrato revestido por laser cladding, com indicação dos parâmetros geométricos do revestimento suscetíveis de avaliação: largura e espessura do revestimento, e zona termicamente afetada (ZTA) {adaptado de [18]}.

2.1.5.2 Ângulo de contacto

Na figura 6 apresentam-se os três tipos de cordão que podem ser obtidos através da tecnologia laser cladding.

Da observação da figura 6 c), constata-se um revestimento que apresenta um perfil com ângulo de contacto agudo, responsável pela obtenção de baixas taxas de diluição. A obtenção deste tipo de cordão exige o recurso a elevadas taxas de alimentação de pó ou à utilização de elevadas velocidades de processamento do laser. Deste modo, a energia é maioritariamente consumida na fusão do pó, restando apenas uma pequena parte disponível para fundir o substrato. Os revestimentos que apresentam o perfil 6 c) têm uma excelente aderência ao substrato sempre que o ângulo existente entre a superfície daquele e o ponto de contacto tangente à pista de revestimento se situa entre os 45° e 80° . Adicionalmente, obtêm-se depósitos isentos de porosidade e com bom acabamento superficial. A situação oposta, encontra-se evidenciada no cordão da fig. 6 b). Verifica-se um efeito de diluição excessivo devido às condições operatórias de funcionamento do laser favorecerem uma elevada entrega térmica no substrato.

A figura 6 a) representa a situação para a qual a energia disponível não é suficiente para promover a fusão do material de adição e do substrato. Esta situação é indesejável devido à falta de aderência do revestimento e também a problemas de sanidade que as peças apresentam [7].

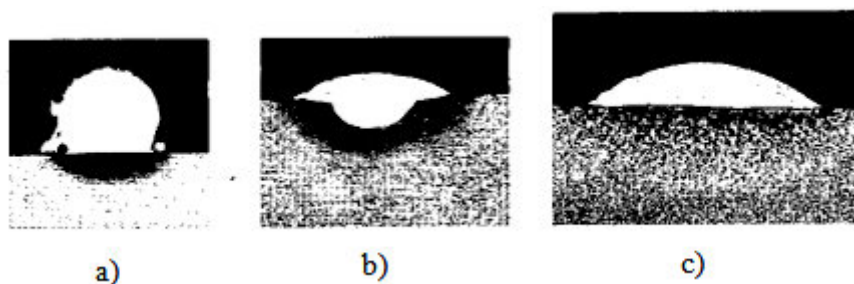


Figura 6- Imagens representativas dos três tipos de cordão, alusivas à taxa de diluição ou ao grau de aderência do revestimento ao substrato: a) taxa de diluição nula, b) taxa de diluição excessiva c) taxa de diluição moderada {adaptado de [7]}.

2.2 Materiais

A produção de ferramentas de corte exige a utilização de materiais com propriedades mecânicas, físicas e químicas específicas. Assim, impõe-se uma seleção criteriosa dos materiais do substrato e do revestimento, um controlo rigoroso do processo e a compreensão das interações metalúrgicas que ocorrem durante o laser cladding. Neste subcapítulo apresentar-se-á sinteticamente algumas características dos materiais que serão depositados.

2.2.1 Compósitos de matriz metálica (CMM)

Os compósitos de WC, no qual se insere o sistema de WC-Ni, são constituídos por partículas duras cerâmicas envolvidas numa matriz metálica. A componente cerâmica é constituída por compostos refratários não metálicos (carboneto de titânio, nitreto de titânio, carboneto de tântalo, carboneto de tungsténio); esses constituintes são aglomerados por uma fase metálica de menor ponto de fusão (cobalto, níquel ou molibdénio) [19].

As propriedades do reforço de WC (elevada dureza (3000-4000HV [20]), baixo coeficiente de expansão térmica e boa molhabilidade [21]), aliadas às características da matriz metálica de Ni, conduzem à obtenção de materiais altamente resistentes a todos os tipos de desgaste. Esta característica é ditada sobretudo pelas partículas de WC enquanto o material aglomerante tem a função de ligar as partículas duras (carbonetos) e conferir tenacidade ao compósito [22]. Através da tecnologia laser cladding, existem dois métodos distintos de produzir CMM: o método ex-situ e o método in-situ. O primeiro método consiste na introdução das partículas cerâmicas e metálicas no sistema de alimentação, sendo a mistura posteriormente transportada por um fluxo de gás inerte e injetada diretamente na zona de fusão criada no substrato pelo feixe laser. A formação da interface sólido/líquido ocorre numa fração de segundos, progredindo sobre o substrato (em profundidade). Nesta fase, e graças ao

mecanismo de transferência de calor por convecção, o líquido (mistura fundida dos pós metálicos com uma fina camada do substrato) contém as partículas cerâmicas parcialmente dissolvidas. [22].

O controle sobre o grau de dissolução das partículas duras envolve o controle de variáveis operatórias tais como a potência do laser, o diâmetro da mancha focal, o tamanho das partículas e o tipo de escoamento provocado pelo fluxo de gás. Fundamentalmente, o efeito de dissolução é prevenido através da utilização da correta relação entre a potência do feixe laser e a sua velocidade de processamento, fatores que influenciam o tempo de fusão e o grau de sobreaquecimento desenvolvido pelo processo [22]. Para além desta questão do controle da dissolução das partículas, o método ex-situ potencia o risco de fissuração do revestimento na zona da interface. Esta situação pode ocorrer quando estão envolvidos determinados fatores como a incompatibilidade química entre o reforço e a matriz (refletindo-se numa fraca ligação entre substrato/revestimento) e/ou quando há diferenças entre as propriedades térmicas das fases do compósito (ex.: no seu coeficiente de expansão térmica) [23].

Esta problemática pode ser ultrapassada pelo método in-situ, segundo o qual as partículas duras são formadas na zona de fusão através de uma reação química entre os elementos constituintes dos pós [17]. Este método, contrariamente ao anterior, privilegia o desenvolvimento de reações químicas, que não devem ser necessariamente entendidas como prejudiciais à obtenção de resistência ao desgaste ou como um fator limitativo na aptidão que o material apresenta para a deposição (claddability) [4].

Através do método in-situ, as partículas duras, envolvidas pela matriz, têm uma estabilidade termodinâmica superior [17], não se registando a presença de fases frágeis na interface, pelo que a probabilidade de fissuração é diminuta. Adicionalmente, este método possibilita um controle mais fácil da fração volúmica, tamanho, morfologia e distribuição dos carbonetos [23].

As propriedades dos compósitos de matriz metálica-WC devem ser analisadas segundo duas vertentes:

- existência de diferentes combinações possíveis de matriz/reforço para se constituir um compósito com resistência ao desgaste, impacto, corrosão, entre outras;

- tipologia das partículas duras, o seu tamanho, a morfologia, a quantidade, a distribuição/dispersão na matriz, a ligação entre partícula/ matriz, bem como o seu grau de solubilização [22].

Embora o objetivo do presente trabalho não seja estabelecer a influência dos fatores supracitados sobre as propriedades do compósito WC-Ni, segue-se uma breve análise dos trabalhos realizados neste âmbito.

i. Efeito do tamanho das partículas e sua distribuição granulométrica

Van Acker et al.[20] estudaram o efeito do tamanho de partícula dos pós de WC/W₂C e da sua distribuição (tabela 2) na obtenção de revestimentos compósitos resistentes ao desgaste. Utilizaram um laser de CO₂ com 6 kW de potência, e como substrato, um aço de baixo teor em carbono.

Tabela 2- Tamanho médio das partículas de WC e sua distribuição (fração volúmica)

Tamanho médio (d ₅₀) (µm)	31,7	75,9	147,1
Fração volúmica pretendida de WC (%)	10	10	10
	30	30	30
		50	50

Apresentam-se alguns aspetos conclusivos [20]:

- Os revestimentos constituídos por partículas com tamanho médio de 147,1 µm e com uma fração volúmica de WC máxima de 50%, revelaram picos mais intensos em XRD. Contrariamente, as partículas com tamanho menor apresentaram picos menos pronunciados. Este resultado é indicativo da ocorrência de dissolução parcial dos carbonetos na matriz, fenómeno que tende a potenciar-se quanto mais pequenas forem as partículas.
- Relativamente às propriedades mecânicas, os autores concluíram que há uma dependência linear entre a dureza e a fração volúmica de carbonetos, não existindo, no entanto, correlação entre o aumento da dureza e o tamanho das partículas de WC.
- A resistência ao desgaste, tal como seria de esperar, mostrou-se dependente da dureza e, como tal, da fração volúmica de carbonetos. Por outro lado, os revestimentos com partículas finas mostraram-se mais resistentes ao desgaste.

- A maioria dos revestimentos obtidos apresenta uma distribuição de partículas homogênea. Excepcionalmente, os revestimentos com $d_{50} = 31,7 \mu\text{m}$ e com fração volúmica de WC máxima de 30% (fig. 7 a) tendem a formar clusters no centro das pistas. Também os revestimentos com d_{50} superior ($147,1 \mu\text{m}$) e com fração volúmica inferior (10%) tendem a formar depósitos de partículas de WC na parte inferior do revestimento (fig. 7 b), potenciando o risco de fissuração naquelas zonas [20]. A razão pela qual as partículas tendem a “afundar” na base da zona de fusão deve-se à grande diferença entre a massa volúmica dos pós de WC e a matriz de Ni. Por outro lado, os baixos valores da temperatura de fusão¹ e de capacidade calorífica do Ni conduzem a velocidades de arrefecimento baixas o que permite às partículas disporem de mais tempo para afundarem [24].
- A fração volúmica de 30% de carbonetos corresponde ao limite máximo admitido para a obtenção de revestimentos com efeito de cluster pouco acentuado [20].

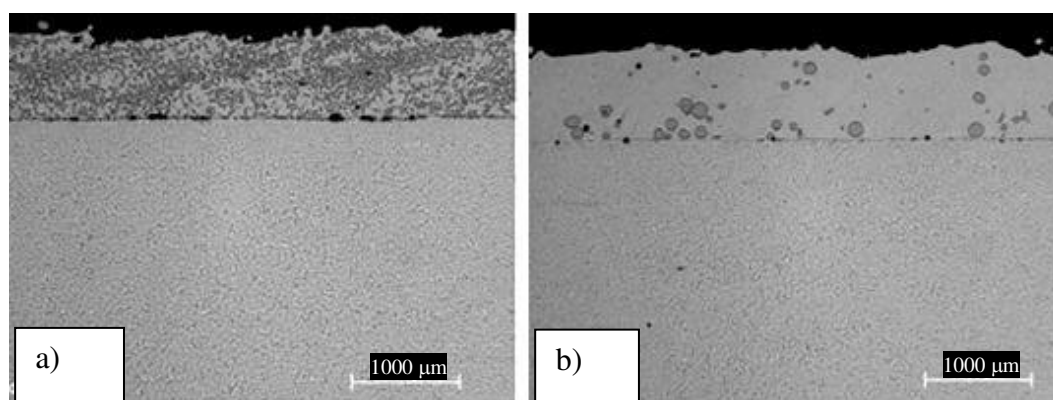


Figura 7- Observação por microscopia ótica da seção transversal dos revestimentos: a) evidencia a formação de clusters de WC, b) evidencia a acumulação das partículas de WC na base do revestimento {adaptado de [20]}.

Outros estudos levados a cabo por Nowotny et al. (citado em [20]) concluíram que a máxima quantidade de WC admitida ronda os 45% em vol. dado que adições superiores conduziram à fissuração do revestimento e à sua baixa aderência ao substrato. De facto, a fissuração pode ocorrer durante ou logo após a deposição. No entanto, tal defeito não é apenas causado por uma excessiva quantidade de partículas duras. Outras possíveis causas devem ser consideradas: morfologia das partículas, elevadas tensões internas geradas durante o processo de solidificação, elevados gradientes térmicos entre substrato/revestimento, e incompatibilidade das propriedades dos materiais.

¹ $T^a_{\text{fusão}}$ do Ni- 1455°C , $T^a_{\text{fusão}}$ do WC - 2870°C

Numa tentativa de obviar este problema, a comunidade científica tem canalizado os seus esforços em estudos sobre a tipologia do pó, a possibilidade de pré-aquecer o substrato, a combinação de parâmetros que otimizem o processo [6] e a produção de revestimentos constituídos por camadas com gradientes de composição [24].

ii. Morfologia das partículas

Para Huang, et al. [21], a resistência ao desgaste dos compósitos WC-Ni pode ser aumentada através da seleção da forma da partícula e dos parâmetros de processamento do laser, fatores esses que influenciam na maximização da fração volúmica de partículas não dissolvidas. Os revestimentos de WC-Ni depositados através de um laser pulsado Nd:YAG, sobre um aço ferramenta H13, permitiram aos autores concluir que tanto as partículas com forma poliédrica como as esféricas apresentavam uma distribuição uniforme pela matriz. Contudo, os revestimentos constituídos por partículas poliédricas foram os que se revelaram mais resistentes ao desgaste por micro-corte e à erosão da matriz, resultado que pode ser explicado pela menor propensão que estas partículas têm para se dissolverem. De facto, foram alcançadas frações volúmicas de WC significativamente superiores com partículas poliédricas (70 a 80% para 35-50% vol.).

2.2.2 Stellite 6

As ligas à base de cobalto são muito utilizadas para melhorar a resistência ao desgaste de componentes mecânicos, especialmente quando expostos a ambientes hostis. Os pós consistem em misturas de cobalto e outros elementos como o crómio, tungsténio, carbono, (tabela 3), e podem ser depositados através de técnicas de HVOF, plasma spray e laser cladding [25].

Tabela 3- Composição química típica da Stellite 6 [26].

Composição química (% em peso)				
Co	Cr	W	C	Outros
Balanco	27-32	4-6	0,9-1,4	Ni,Fe,Si,Mn,Mo

Do ponto de vista microestrutural, a Stellite 6 é uma liga hipoeutética (% em peso de C < 2,5) constituída por uma fase dendrítica enriquecida em cobalto (matriz), e por carbonetos eutéticos do tipo M_7C_3 , com $M = (Cr, Co, W)$, presentes nos espaços interdendríticos devido à solidificação do líquido remanescente naquelas zonas. A resistência ao desgaste abrasivo e à

corrosão promovida pela Stellite 6 é atribuída à presença dos carbonetos de W e de Cr, respetivamente. Por outro lado, a elevada resistência à erosão e as elevadas taxas de encruamento que as ligas à base de cobalto apresentam pode dever-se à transformação de fase de γ -Co, com estrutura cristalina fcc, para ε -Co hexagonal compacta (hcp), estrutura termodinamicamente mais estável. Por conseguinte, e dependendo dos elementos de liga presentes (W, Cr, e Mo), a energia de falha de empilhamento (E.F.E.) da estrutura diminui (de 50 para 20 mJ/m^2), promovendo uma maior aproximação das deslocações de modo a minimizar o defeito de empilhamento [25].

Adicionalmente, as propriedades das ligas de cobalto-crómio podem derivar de uma solução sólida de Co, de que é exemplo a Stellite 4 com composição química típica de Co-30Cr-14W-1C (% em peso). O elevado teor de tungsténio, para um baixo teor de carbono que a liga apresenta, favorece a retenção do tungsténio em solução sólida no Co, potenciando o endurecimento por solução sólida [27].

2.3 Métodos de caracterização dos revestimentos

As propriedades mecânicas dos revestimentos podem ser avaliadas fundamentalmente a partir de ensaios de dureza, análise de tensões residuais, ensaios de aderência e de desgaste. No presente trabalho serão abordados os seguintes métodos de caracterização:

- microdureza Vickers
- desgaste ball-cratering

Obviamente, os resultados destes ensaios advêm da microestrutura obtida, do nível de porosidade (profundidade, direção) e da potencial existência de fissuras no revestimento. Deste modo, acresce a necessidade de utilizar métodos de caracterização que permitam caracterizar a composição química, as fases presentes, a morfologia dos depósitos, entre outros.

2.3.1 Análise morfológica

- Microscopia eletrónica de varrimento (SEM)

O aparecimento do SEM (Scanning Electron Microscopy) permitiu avanços científicos no desenvolvimento e caracterização de materiais. Talvez seja a técnica mais utilizada na caracterização de revestimentos, podendo ser usada para caracterizar a morfologia, o tamanho

de grão e a porosidade do revestimento. Por outro lado, atendendo a que a técnica SEM tem geralmente associado um sistema de microanálise por raios X por Espectroscopia de Dispersão de Energias (EDS), poder-se-á obter uma análise semi-quantitativa do sistema.

Princípio de funcionamento

A geração de uma imagem em SEM resulta da incidência de um feixe de eletrões num volume de interação da superfície da amostra-alvo e a respetiva recolha dos “sinais eletrónicos” emitidos por essa amostra. O feixe é produzido por um canhão de eletrões de emissão quente (filamento de W ou ponta de LaB₆), acelerado pelo ânodo, tipicamente com uma diferença de potencial compreendida entre os 5 e os 30 kV, sendo focado na amostra através de um sistema de lentes eletromagnéticas. Devido à interação do feixe na amostra ocorre a emissão de vários tipos de eletrões, entre eles os secundários (ES), responsáveis pela formulação da imagem da amostra. Além disso, uma parte dos eletrões do feixe incidente é retrodifundida, sendo a sua intensidade essencialmente dependente da composição química local do material e, em menor escala, do ângulo de incidência. Os eletrões retrodifundidos (ER) permitem a identificação dos elementos leves e pesados presentes na amostra.

Em suma, a análise simultânea dos sinais recolhidos pelos detetores permite a caracterização de cada ponto da amostra em termos de: topografia (ES e ER), número atómico (ER), propriedades cristalinas (ER), composição química elementar (ER), campos magnéticos (ER) e orientação cristalina local da amostra (ER). A conjugação das técnicas SEM/EDS permite obter imagens tridimensionais e mapas de composição dos elementos à superfície da amostra [28].

2.3.2 Ensaio de dureza

- Microdureza Vickers

Os ensaios de dureza são bastante utilizados na indústria devido à sua simplicidade e ao seu carácter pouco destrutivo. A dureza caracteriza a resistência à deformação oferecida por um material à sua penetração por um indentador. Os ensaios são realizados mediante as normas vigentes para o efeito.

Princípio do ensaio

O ensaio de dureza consiste na aplicação de um penetrador no material a ensaiar. A carga aplicada mantém-se constante ao longo do ensaio. Após a remoção da carga, mede-se a indentação deixada no material, que será seguramente maior quanto mais macio for o

material. A dureza (H) exprime-se pelo quociente entre a carga (F), em Newton, e a superfície de impressão (S) em mm². É comum a apresentação dos valores de dureza de forma adimensional, porém, poder-se-ão exprimir em MPa.

Na determinação de dureza Vickers utiliza-se um indentador piramidal, de base quadrada, com um ângulo de 136° entre as faces (fig. 8). A carga (ASTM E 384) é aplicada progressivamente sem choques, nem vibrações, e mantida no seu valor final durante 10 a 15 segundos. Após remoção da carga, medem-se as duas diagonais da base da indentação (d), determina-se a média (\bar{d}) e calcula-se a dureza Vickers (HV) a partir de [29]:

$$HV = \frac{0,189 F}{\bar{d}^2} \quad (7)$$

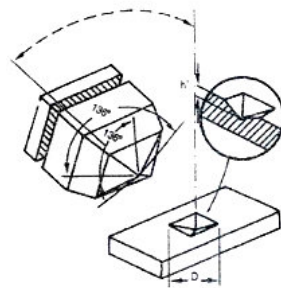


Figura 8- Representação esquemática de uma indentação Vickers, com destaque para as diagonais da base da pirâmide impressas no material após ensaio {adaptado de [29]}.

2.3.3 Ensaio da resistência ao desgaste

O desgaste abrasivo é determinado através dos ensaios de desgaste por ball cratering descritos na norma BS EN 1071-6:2007. Neste tipo de ensaio, o desgaste do corpo de prova é induzido pela ação de uma esfera rotativa de 25 mm de diâmetro e por partículas abrasivas inseridas entre o corpo de prova e a esfera durante o ensaio.

O abrasivo geralmente corresponde a uma suspensão de SiC - F1200, pese embora também se possa utilizar outros tipos de abrasivos desde que a sua granulometria não exceda os 5 µm.

O tipo de mecanismo de desgaste abrasivo resulta da concentração da suspensão abrasiva selecionada. Nesta perspetiva, podem-se considerar essencialmente dois tipos de desgastes abrasivos: riscamento e rolamento. O desgaste abrasivo por riscamento resulta do deslizamento das partículas abrasivas sobre a região de contacto entre a esfera e o corpo de prova. Pode ser observado quando se utiliza uma fração volúmica de 2% de SiC. O modo de

desgaste por rolamento é caracterizado pelo rolamento das partículas abrasivas, podendo ser verificado ao utilizar uma fração volúmica de 20% de SiC.

A avaliação do comportamento ao desgaste abrasivo é efetuado através da análise das calotes esféricas ou crateras de desgaste que são geradas no material.

O desgaste é determinado através do cálculo do volume erodido (equação 8). Por sua vez, o coeficiente de desgaste K_c é calculado substituindo a média dos valores de b (b_{par} e b_{perp} ; ver fig. 9), R , S , e N na equação 9. O resultado apresentado deverá corresponder à média de pelo menos três medidas individuais [30].

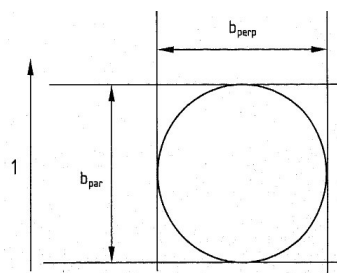


Figura 9 -Forma de medição da cratera de desgaste, onde 1 representa a direção de rotação da esfera {adaptado de [30]}.

$$V_s = \frac{\pi b^4}{64 R_e} \quad (8)$$

$$K_c = \pi \frac{b^4}{64 R_e S N} \quad (9)$$

em que:

V_s é o volume erodido

b é o diâmetro da cratera

N é a carga aplicada

R_e é o raio da esfera

S é a distância de deslizamento

3 Ferramentas de Corte

Uma ferramenta de corte é composta por duas zonas facilmente distintas: o corpo e a parte ativa. A maquinagem é provocada pelas arestas de corte das ferramentas (parte ativa). Por conseguinte, a forma e as dimensões das superfícies maquinadas são definidas pelas arestas de corte, quer pelo seu posicionamento relativamente à superfície a maquinar, quer pela geometria que apresentam.

A parte ativa da ferramenta é constituída por vários elementos (fig. 10), dentro os quais se destacam:

- Face de ataque - superfície sobre a qual se forma e desliza a avara;
- Faces de saída - superfícies da cunha cortante que se encontram frente a frente com as superfícies de corte;
- Aresta de corte principal - resultante da interação da face de ataque e da face de saída principal;
- Aresta de corte secundária - resultante da interação da face de ataque e da face de saída secundária;
- Ponta da ferramenta - zona da parte ativa na qual se interseitam as arestas de corte principal e secundária, podendo ser arredondada ou chanfrada [31].

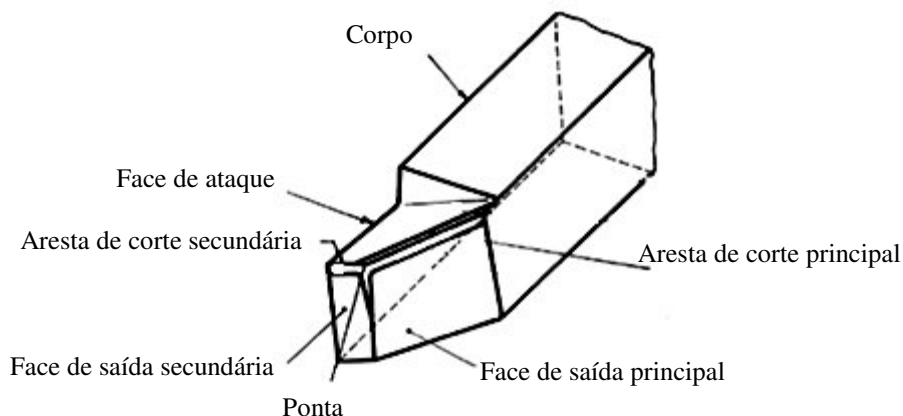


Figura 10- Nomenclatura dos elementos da parte ativa de uma ferramenta de corte {adaptado de [31]}.

3.1 Geometria da ferramenta

A ferramenta selecionada pela FREZITE para este estudo consiste numa lâmina de corte, componente constituinte das máquinas destroçadoras de madeira e seus derivados (fig. 11). Face à existência de múltiplos modelos de equipamentos e de ferramentas, o presente trabalho tomou como exemplo a lâmina apresentada na figura 12.

Atualmente, as lâminas têm uma vida útil de trabalho relativamente curta, fruto do desgaste progressivo a que estão sujeitas. O impacto da madeira e das partículas que lhe estão agregadas (areias, pedras, outros detritos) provocam o arredondamento do gume da ferramenta de tal forma que, a dada altura, as aparas formadas não têm as dimensões e geometria pretendidas, o que obriga a uma frequente substituição das lâminas.

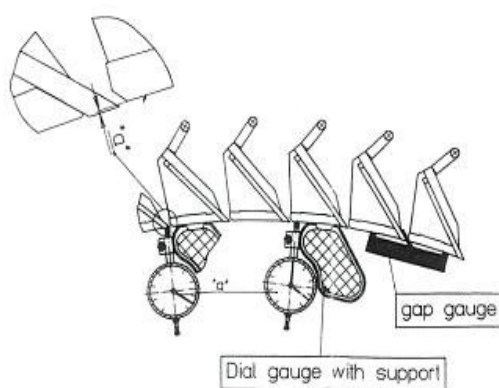


Figura 11-Ilustração de uma parte integrante (conjunto de lâminas) de um destroçador de madeira.

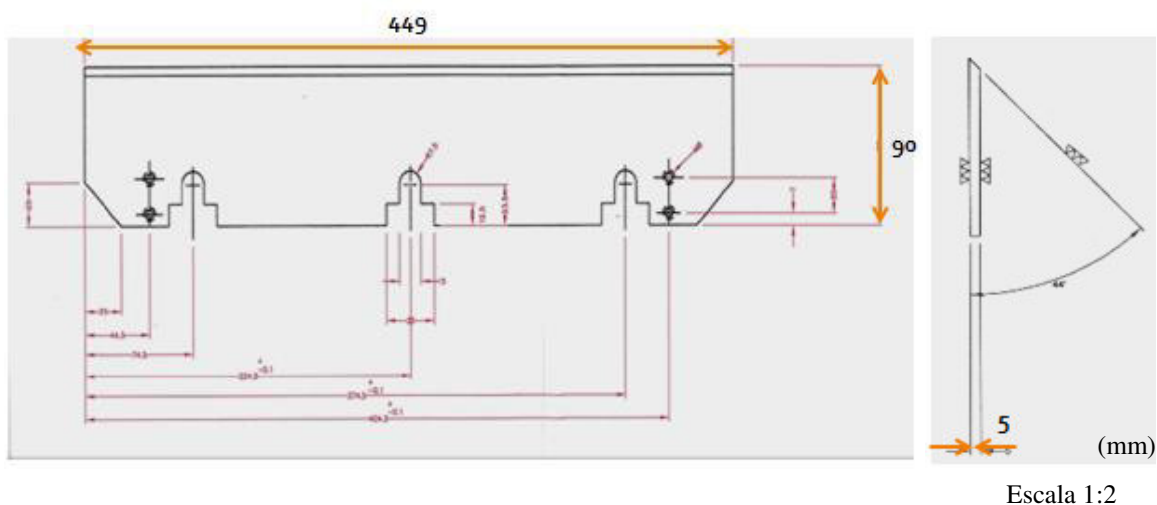


Figura 12- Desenho técnico das lâminas FREZITE.

3.2 Desgaste

O conhecimento da vida útil da ferramenta permite não só determinar o tempo em que deve ser efetuada a substituição das lâminas de corte, como também permite avaliar o desempenho das próprias ferramentas.

Uma ferramenta pode apresentar degradação devido a causas circunstanciais (avarias) capazes de provocar o seu colapso de forma súbita ou devido ao desgaste gradual decorrente do seu uso prolongado.

O desgaste de uma ferramenta resulta do deslizamento entre duas superfícies em contacto. Geralmente, os mecanismos de desgaste presentes na face de ataque e na face de saída são de abrasão, adesão e difusão [31]. No caso das ferramentas para o corte de madeira e dos seus derivados, o mecanismo de desgaste é o de abrasão.

O desgaste abrasivo é provocado pela ação de partículas duras entre duas superfícies em deslizamento. As partículas de elevada dureza podem ser partículas soltas provenientes do desgaste da ferramenta de corte, de poeiras ou de outros elementos presentes no ambiente circundante da ferramenta de corte, ou de protuberâncias existentes numa das superfícies [31, 32]. A caracterização deste tipo de desgaste assenta na interação mecânica entre o abrasivo e o corpo sujeito a desgaste (abrasão a dois corpos e abrasão a três corpos) bem como nos mecanismos que induzem a remoção de material. Na abrasão a dois corpos, as partículas duras podem ser protuberâncias existentes nas superfícies, ou partículas que estão fixas numa ou nas duas superfícies sólidas em contacto.

Por sua vez, na abrasão a três corpos as partículas duras são partículas soltas provenientes do desgaste da ferramenta de corte, de poeiras e outros elementos presentes no ambiente circundante da ferramenta de corte que constituem o terceiro corpo, movendo-se livremente (rolamento) na zona de contacto. Neste caso, a liberdade de rotação das partículas abrasivas favorece uma taxa de desgaste menor à obtida pela abrasão a dois corpos. A fig. 13 a) esquematiza o desgaste abrasivo a dois corpos, onde se verifica a protuberância de uma das superfícies a originar sulcos, à medida que se dá o deslocamento relativo das superfícies. Na fig. 13 b) está representado um sistema de desgaste abrasivo a três corpos. As partículas encontram-se livres na interface pelo que provocam a deformação plástica das superfícies de contacto [32].

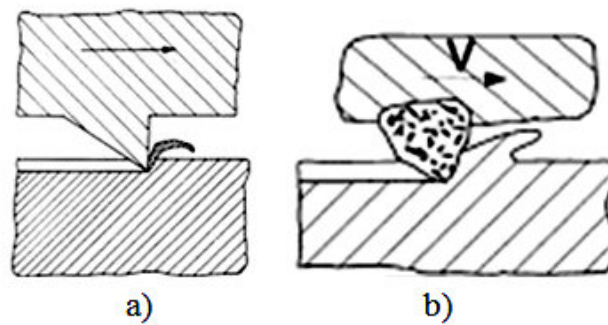


Figura 13- Esquema representativo do tipo de desgaste: a) abrasão a dois corpos b) abrasão a três corpos {adaptado de [32, 33]}.

Os mecanismos que levam à remoção de material (fig. 14) podem ser classificados em:

Microlavragem – caracteriza-se pela deformação plástica sem que ocorra perda de material; é gerado um sulco com a consequente acumulação de material movimentado;

Microcorte – a aspereza desliza sobre uma superfície mais macia, provocando um sulco devido ao corte;

Microfadiga – é originada pela passagem contínua e repetida das partículas duras pelas zonas deformadas plasticamente;

Microfissuração – ocorre em materiais frágeis devido à elevada tensão provocada pelas partículas duras [32].

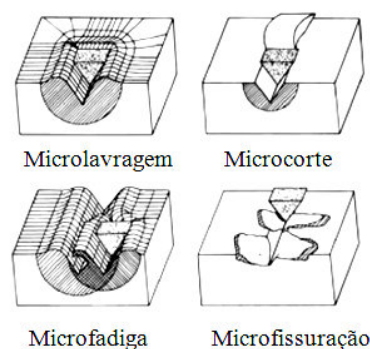


Figura 14-Esquema ilustrativo dos mecanismos fundamentais de desgaste abrasivo {adaptado de [32]}.

4 Trabalho Experimental

4.1 Materiais

4.1.1 Material de adição

Na tabela 4 apresentam-se algumas das características dos materiais utilizados na deposição.

Tabela 4- Materiais de adição.

Materiais	Tipologia	Granulometria
Deloro Stellite 6	Pós	180 μm – 53 μm
WC		8 μm
Ni		90 μm

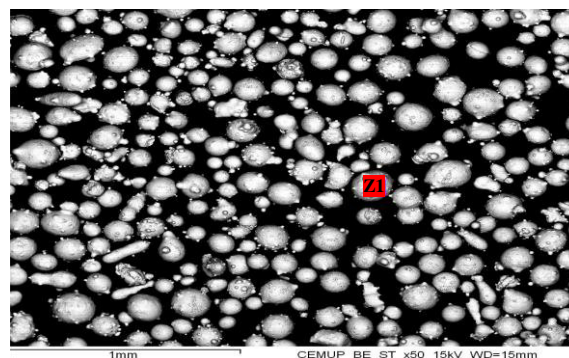


Figura 15- Imagem em SEM dos pós de Stellite 6.

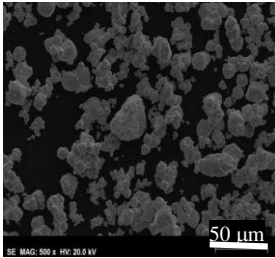
A morfologia dos pós de Stellite 6, pode ser observada na figura 15. A análise semi-quantitativa de uma das partículas, obtida por EDS, é apresentada na tabela 5.

Tabela 5- Composição química (análise semi-quantitativa) da Stellite 6.

Composição química (% em peso)						
Co	Cr	C	W	Si	Fe	Mn
53,87	31,80	3,68	7,10	1,10	1,76	0,69

Na tabela 6 são indicados os procedimentos experimentais envolvidos na preparação prévia dos pós.

Tabela 6- Procedimentos da preparação prévia dos materiais.

Materiais	Preparação prévia	
	1ª Etapa – Crivagem	2ª Etapa – Aquecimento
Deloro Stellite 6	Etapa que não se apresentou necessária	<p>Aquecimento na estufa.</p> <p>$T^a = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 24\text{ h}$, antes da sua deposição</p> <p>Objetivo: reduzir o teor de humidade</p>
WC	<p>Crivagem do pó com peneiro com malha de $150\text{ }\mu\text{m}$.</p> <p>$t = 60\text{ min}$, frequência 30 Hz</p> <p>Objetivo:</p> <p>Reduzir os aglomerados de pó (ver figura)</p> 	
Ni	Etapa que não se apresentou necessária	

Os pós de WC e Ni foram misturados, considerando uma fração volúmica de 35% de WC (cálculo apresentado no anexo A). Dada a impossibilidade de utilização do moinho de bolas, a mistura dos dois pós foi efetuada manualmente.

Da observação da figura 16 constata-se que a mistura dos pós de WC e de Ni é heterogénea. A zona assinalada por “Z1” corresponde às partículas de WC enquanto as regiões mais claras “Z2” correspondem aos pós de Ni. Face à heterogeneidade da mistura, não foi possível analisar a sua composição química. Os mapas EDS correspondentes às zonas Z1 e Z2 encontram-se no anexo C.

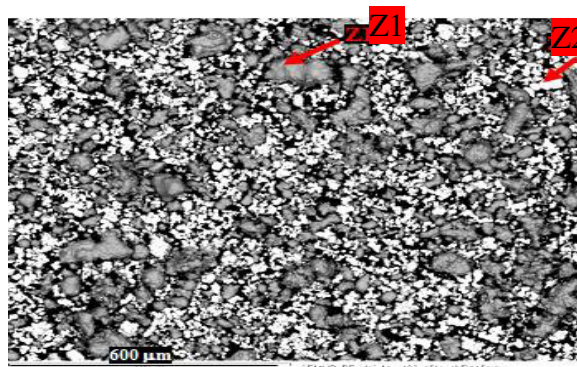


Figura 16- Imagem em SEM dos pós de WC e de Ni.

4.1.2 Substrato

A deposição dos revestimentos foi efetuada sobre lâminas de aço 75Cr1 (AISI 1075), cujas dimensões (mm) estão representadas sobre o esquema da fig. 17. A figura 18 apresenta uma imagem da microestrutura do aço 75Cr1, tal como fornecido, i.e., após têmpera e revenido. A microestrutura é constituída por martensite, de forma acicular, apresentando uma dureza de $606 \pm 0,06$ HV 0,2/15. Na tabela 7 é apresentada a sua composição química.

A superfície das lâminas de aço foi limpa através de granalhagem com jato de areia. Este procedimento permitiu remover os óxidos presentes na superfície. A diminuição da refletividade do substrato através do despolimento da superfície não foi possível por esta via. Para esse efeito, utilizaram-se lixas de SiC com 180 mesh de granulometria.

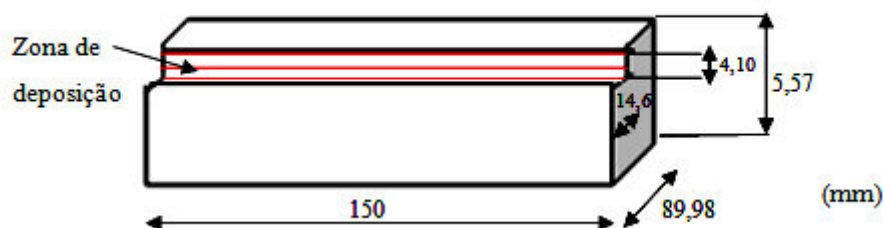


Figura 17- Representação esquemática da geometria do substrato com as respetivas dimensões.

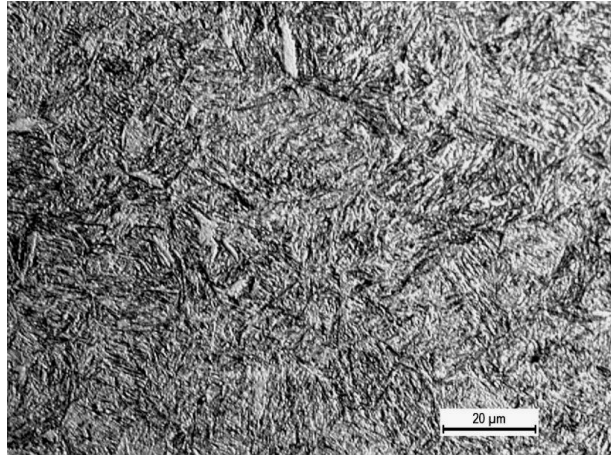


Figura 18- Microestrutura do aço 75Cr1 (Ataque com Nital 2%).

Tabela 7- Composição química (% em peso) do aço 75Cr1.

C	Si	Mn	Cr
0,74	0,25	0,65	0,30

4.2 Deposição por laser

4.2.1 Equipamento

Os revestimentos foram depositados com um laser Nb:YAG capaz de operar com potências até os 2 kW, com uma sobreposição aprox. de 50% entre as pistas adjacentes. A alimentação de pó processou-se através de um sistema gravitacional, com um prato distribuidor com ranhura de 10 mm (fig. 19). Sendo o débito de pó função da velocidade de rotação do prato, o seu controlo efetuou-se através de uma reta de calibração (ver anexo B). O transporte do pó a partir do prato distribuidor foi assegurado por Árgon (“gás de transporte”). A injeção foi efetuada lateralmente em relação ao feixe laser. As amostras a revestir foram movidas por recurso a uma mesa XY sob controlo numérico computadorizado (fig. 20).

Os parâmetros tecnológicos utilizados para a deposição da Stellite 6 e WC-Ni estão apresentados na tabela 8.

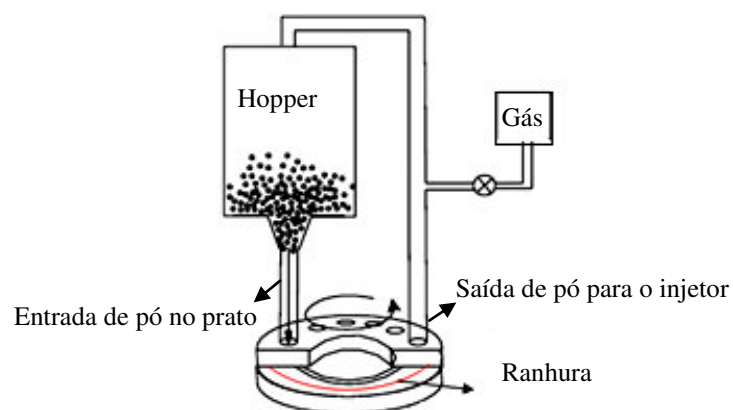


Figura 19- Sistema gravitacional de alimentação de pó {adaptado de [4]}.

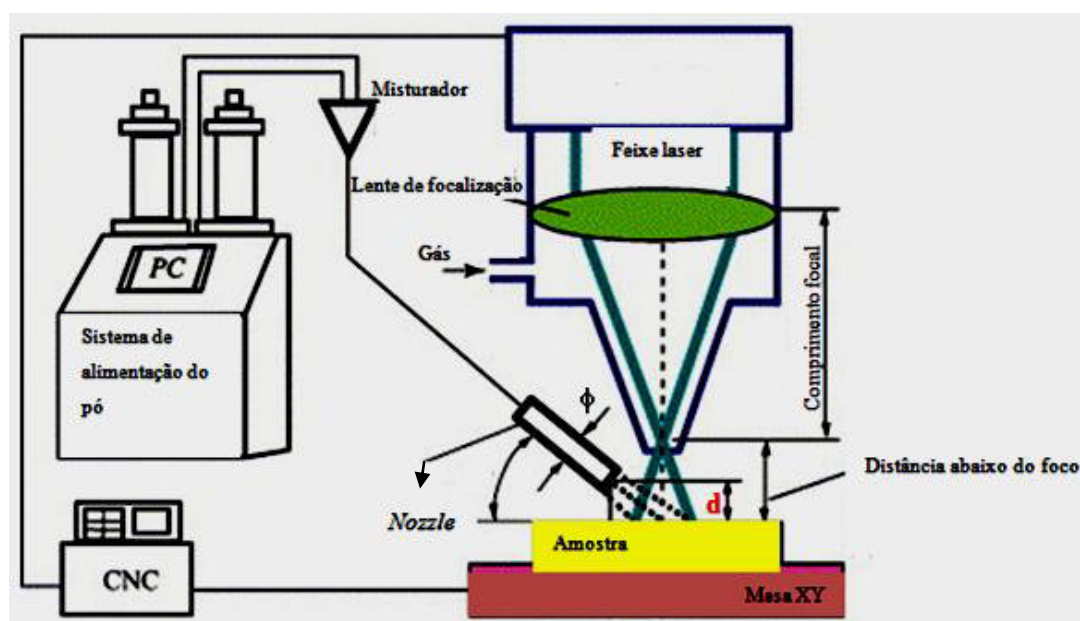


Figura 20- Esquema do sistema tecnológico utilizado {adaptado de [34]}.

Tabela 8- Parâmetros tecnológicos.

Comprimento focal (mm)	120
Distância stand-off (d) (mm)	6
Diâmetro do nozzle (mm)	$1,5 \pm 0,05$
Distância abaixo do foco (mm)	10
Ângulo entre o nozzle e o substrato	$72^\circ \pm 3$
Diâmetro da mancha focal (mm)	$3,78 \pm 0,05$

4.2.2 Seleção das variáveis de funcionamento do laser

Atendendo à influência dos parâmetros do laser na qualidade dos revestimentos obtidos, testaram-se várias condições operatórias (tabela 9). A qualidade de deposição foi auferida através da avaliação dos parâmetros geométricos das pistas (espessura e grau de diluição), com recurso ao software LAS associado ao microscópio ótico.

Tabela 9- Definição das variáveis de funcionamento do laser.

	Stellite 6				WC-Ni		
Amostras	1	2	3	4	1	2	3
Parâmetros							
Potência do laser (W)	1500 *				1800 *		
Velocidade de processamento (mm/s)	10	10	8	6	8	8	6
Taxa de deposição de pó (g/s)	0,50 **	0,67	0,67	0,67	0,70 **	0,80	0,80
Caudal do gás de transporte do pó no hopper (l/min)	3	3	3	3	3	4	4
Caudal do gás de proteção na zona de fusão (l/min)	4	4	4	4	4	7	7

* Potências inferiores a 1500 W e 1800 W mostraram-se insuficientes para promover a fusão do pó na totalidade.

** As amostras obtidas não apresentaram espessuras de revestimento satisfatórias ($0,5 < h < 2$) mm, tendo por isso sido excluídas do estudo.

4.3 Caracterização metalográfica

As amostras foram seccionadas transversalmente e montadas a quente em baquelite condutora. A preparação metalográfica das amostras envolveu o desbaste em lixas de 180, 320, 600 e 1000 mesh bem como o acabamento com recurso a suspensão de diamante de 6 μm e 1 μm , e finalmente com suspensão de sílica coloidal.

Para efeitos de análise microestrutural, as amostras foram contrastadas com os reagentes descritos na tabela 10 e observadas no microscópio ótico Leica DM 4000 M/DFC 420 com o software LAS (Leica Application Suite).

A observação em microscopia eletrónica de varrimento não necessitou de contraste químico. A análise em SEM/EDS foi realizada utilizando o Microscópio Eletrónico de Varrimento ambiental, de alta resolução (Schottky), com Microanálise por Raios X e Análise de Padrões de Difração de Elétrões Retrodifundidos: Quanta 400FEG ESEM/EDAX Genesis X4M.

Tabela 10- Reagentes químicos utilizados na contrastação química das amostras.

Stellite 6	Aço 75Cr1
Ativação prévia da superfície: 10 g de CrO_3 em 100 ml H_2O (3V, $t=10\text{s}$). Mistura A+B, com A: 8 g de NaOH em 100 ml de H_2O e B: 5g de KMnO_4 , ($t=5\text{ s}$)	Nital (2%), $t= 6\text{ s}$

4.4 Outros métodos de caracterização

4.4.1 Microdureza Vickers

As medições da microdureza Vickers (NP EN ISO 6507-1 [35]) foram efetuadas num microdurímetro Shimazu Type M N°4355, com uma carga aplicada de 1,96 N [24] durante 15 segundos. As indentações foram realizadas na secção transversal da amostra, caminhando da superfície do revestimento para o substrato ($\Delta 100\text{ }\mu\text{m}$).

4.4.2 Desgaste Ball-Cratering

As informações relativas ao ensaio de Ball Cratering encontram-se enunciadas na tabela 11. Os corpos de prova foram previamente limpos com ultrassons para cada ciclo de ensaios, visando a eliminação de possíveis contaminantes presentes na superfície. Com vista a melhorar o transporte das partículas abrasivas pela esfera, esta era previamente despolida por imersão em Nital (2%).

Tabela 11- Compilação dos dados relativos aos ensaios Ball-Cratering.

Corpos de prova (seção longitudinal)	Dimensões	30 x 15 x 5 mm
	Acabamento superficial	Desbaste com lixas de SiC (180, 320, 600, 1000); acabamento com suspensão de diamante 6 μm
Esfera de aço	Diâmetro	25 mm
Suspensão abrasiva	Tipo de Abrasivo	SiC, 3 μm
	Concentração (g/cm^3)	0,06 0,4*
Tribómetro	Carga	0,2 N
	Velocidade de rotação da esfera	80 rpm
	Ciclos	500, 750, 1500






*Foram utilizadas duas concentrações distintas de SiC com o objetivo de diferenciar o tipo de desgaste obtido. Para 0,4 g/cm^3 , realizaram-se apenas ensaios com duração de 750 ciclos.

5 Resultados e Discussão

5.1 Análise dos parâmetros de processamento

Verifica-se que a variação da velocidade de varrimento laser (V) em cada pista origina parâmetros geométricos (altura, largura, diluição) com valores distintos (tabela 12). Da observação da figura 21 constata-se que a altura e a largura da pista diminuem com o aumento da velocidade de varrimento do laser. Em contrapartida, verifica-se que a diluição tende a aumentar com a velocidade de varrimento.

Tabela 12- Resultados da aplicação das condições de deposição enunciadas na tabela 8.

<div> <div>Pistas</div> <div>Parâmetros</div> </div>	Stellite 6			WC-Ni	
	 2	 3	 4	 2	 3
	V = 10 mm/s	V = 8 mm/s	V = 6 mm/s	V = 8 mm/s	V = 6 mm/s
Altura (mm)	0,322	0,480	0,536	0,361	0,432
Largura (mm)	2,042	2,316	2,568	2,686	2,866
Diluição (%) ¹	37	21	13	48	38
E_a (J/mm ²)	30	37,5	50	45	60
Tempo de interação (s)	0,5	0,6	0,8	0,6	0,8
Massa de pó depositado/área (g/mm ²)	0,148	0,186	0,248	0,222	0,296

¹ No anexo D encontram-se os valores das áreas.

Estes resultados podem ser explicados pela relação existente entre a velocidade de varrimento e a massa de pó depositado/área (PDD). Quando a velocidade de varrimento

aumenta, a PDD diminui (tabela 12). Tal significa que o decréscimo de PDD promoveu uma maior entrega térmica no substrato e, conseqüentemente, conduziu a um aumento da diluição, e à diminuição da altura e largura das pistas.

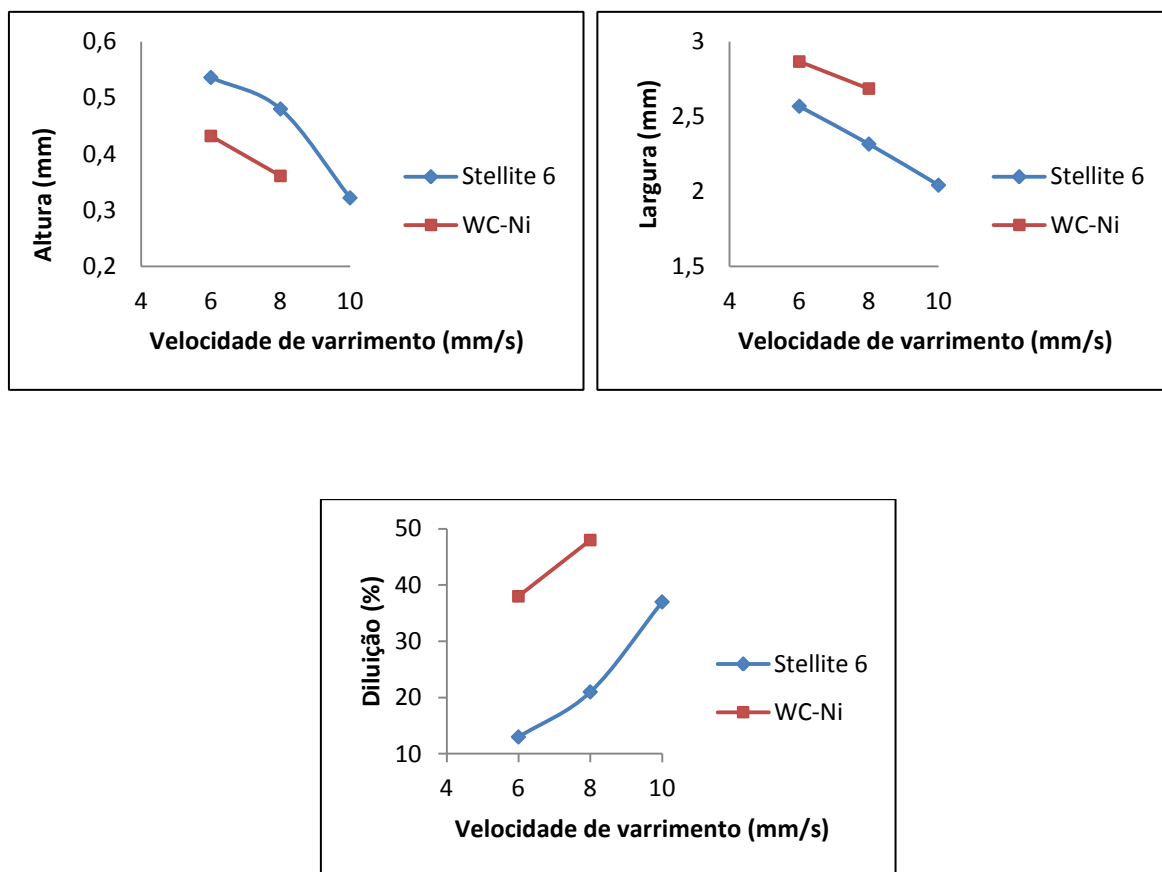


Figura 21- Variação da altura, largura e taxa de diluição em função da velocidade de varrimento do laser.

Em suma, as menores taxas de diluição registadas corresponderam às pistas 4 e 3 (tabela 12). Assim, os revestimentos de Stellite 6 e de WC-Ni a serem produzidos devem seguir as respetivas condições operatórias definidas nas tabelas 7 e 8.

5.2 Caracterização dos revestimentos de Stellite 6 e de WC-Ni

Os revestimentos de Stellite 6 e os de WC-Ni poderão ser visualizados na figura 22. Verifica-se que a sua espessura tende a aumentar ao longo da pista (transição assinalada em A). Este resultado pode ter sido originado por uma variação da potência ou da velocidade de varrimento ou ainda do débito de pó.

Contudo, de referir que esta situação não é de todo espectável nem é característica da tecnologia laser cladding. Por norma, uma vez definidos os parâmetros de processamento, estes permanecem constantes durante todo o processo de deposição, dando lugar a revestimentos com espessura constante em toda a pista.

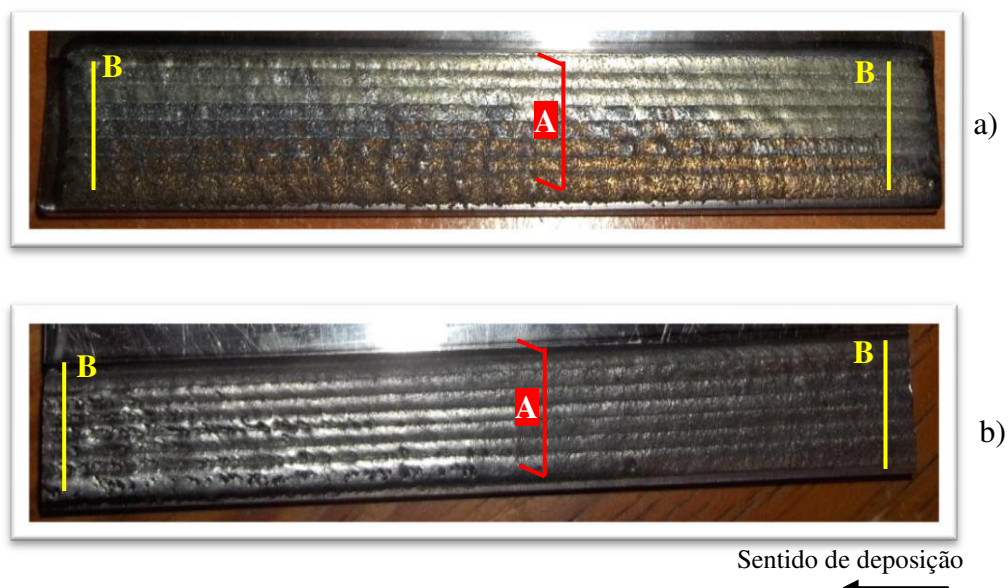


Figura 22- Imagens dos revestimentos de: a) Stellite 6, b) WC-Ni.

Com o intuito de discriminar a causa que levou à variação da espessura do revestimento ao longo da pista, procedeu-se à observação de amostras de WC-Ni e Stellite 6 resultantes do seccionamento transversal dos extremos da placa revestida (B; fig.22). Para simplificar a leitura deste trabalho, atribuir-se-ão as designações F e G às seções de menor e maior espessura, respetivamente. Na fig. 23 poder-se-ão observar as imagens das seções dessas pistas. Identificam-se três zonas distintas: revestimento, zona termicamente afetada e substrato.

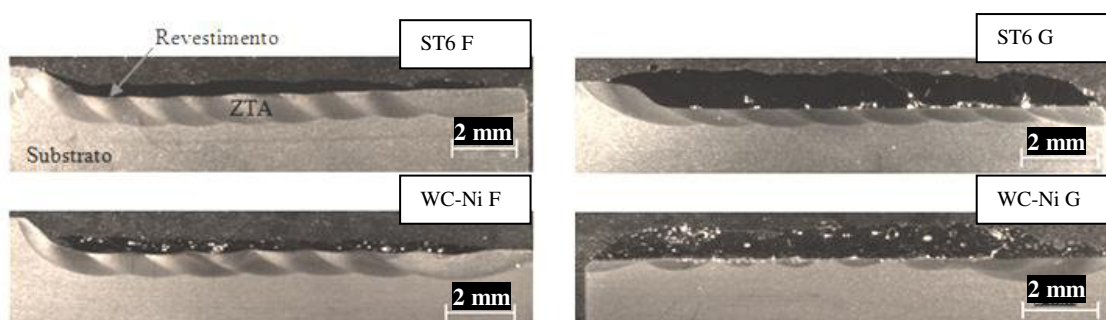


Figura 23- Imagens das seções transversais das pistas obtidas por laser cladding.

Da observação da figura 24 conclui-se que os revestimentos com maior espessura apresentam porosidade mais elevada. Os poros com forma esférica podem dever-se ao

aprisionamento de bolsas gasosas formadas pelo gás do meio envolvente de deposição, a reações químicas suscetíveis na zona de fusão, e ainda ao impacto das partículas de pó na zona de fusão [36].

No revestimento mais espesso de WC-Ni registam-se ainda falhas de ligação entre o revestimento e o substrato. Este defeito é originado quando a potência do feixe laser se apresenta insuficiente para fundir simultaneamente o material de adição e uma fina camada do substrato, dificultando a ligação entre ambos.

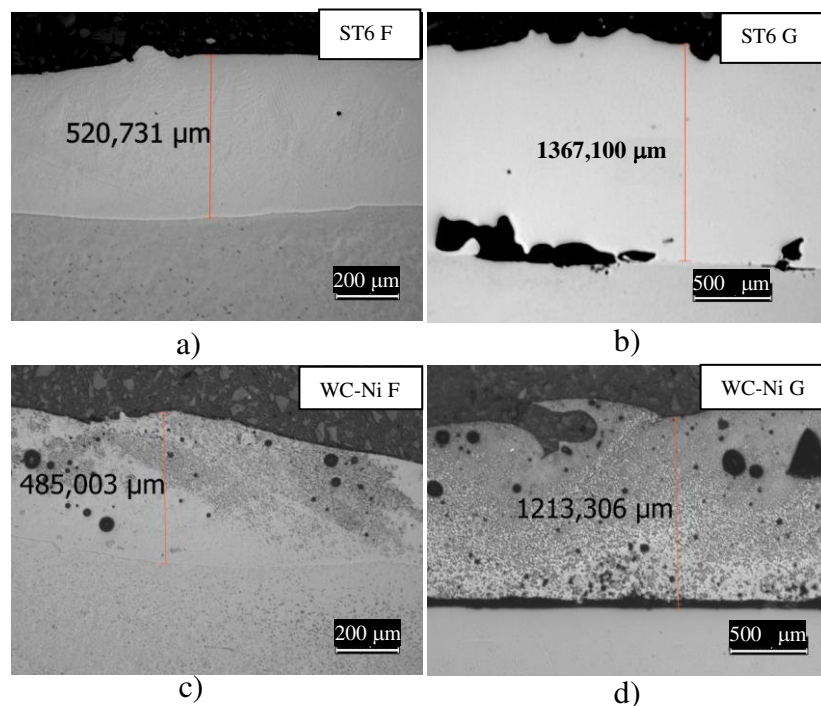


Figura 24- Imagens obtidas em microscopia ótica, nas quais se observa a presença de defeitos nos revestimentos: a) e c) porosidades, b) e d) falta de aderência ao substrato.

5.2.1 Revestimento de Stellite 6

A microestrutura do revestimento de Stellite 6 é dendrítica (fig. 25 e 26) e rica em cobalto (Z1) (fig. 27 a) tal como era esperado.

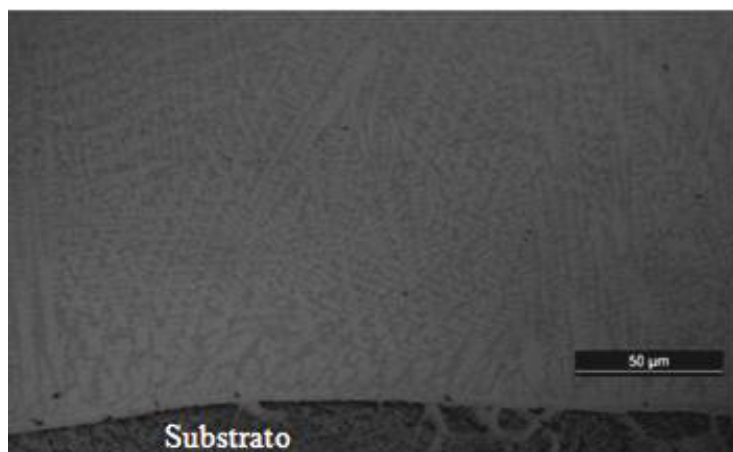


Figura 25- Microestrutura do revestimento de Stellite 6 observada em microscópio ótico.

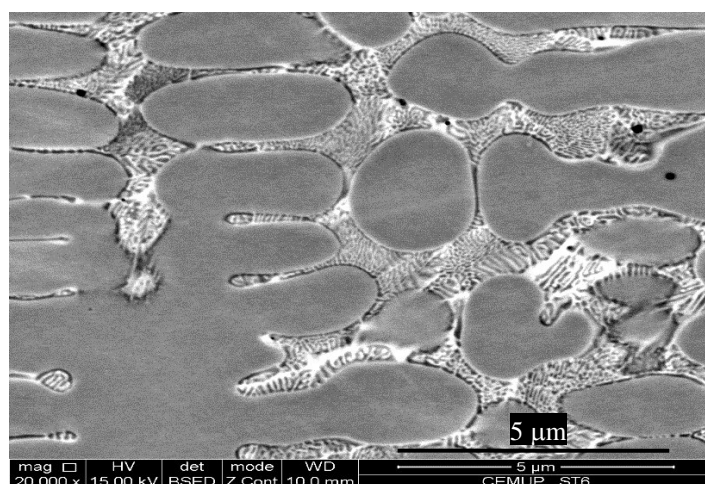


Figura 26- Imagem SEM da microestrutura do revestimento de Stellite 6.

A imagem obtida por elétrons retrodifundidos, patente na figura 27, evidencia a existência de duas zonas (Z1) contrastadas de forma distinta. Este contraste não se deve a diferenças de composição química (anexo E) mas a diferenças de orientação cristalina, provavelmente fruto das amostras terem sofrido um ataque químico pela suspensão de sílica coloidal utilizada na preparação metalográfica.

Na região interdendrítica, o líquido remanescente terá solidificado segundo uma reação eutética, originando uma estrutura lamelar constituída por cobalto e por carbonetos eutéticos com composições distintas (Z2, Z3, e Z4 (fig. 27)).

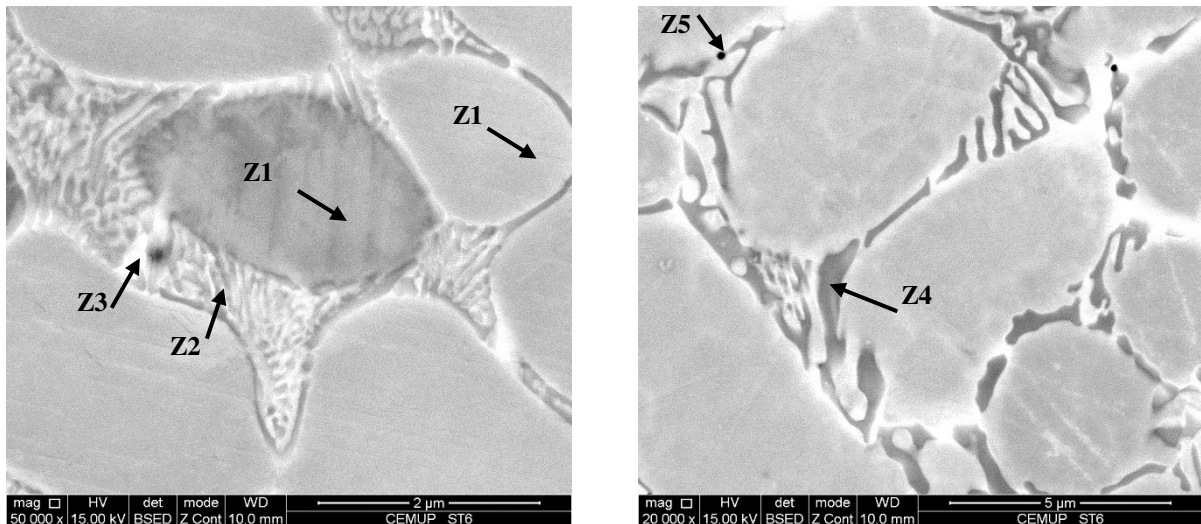


Figura 27- Microestrutura do revestimento de Stellite 6 observada em SEM.

Na zona Z5 regista-se a presença de carbonetos, com forma esférica, nas regiões inter e intradendríticas. De realçar a deteção de alumínio (fig. 28) nessa zona, o que indicia a ocorrência de contaminação dos pós.

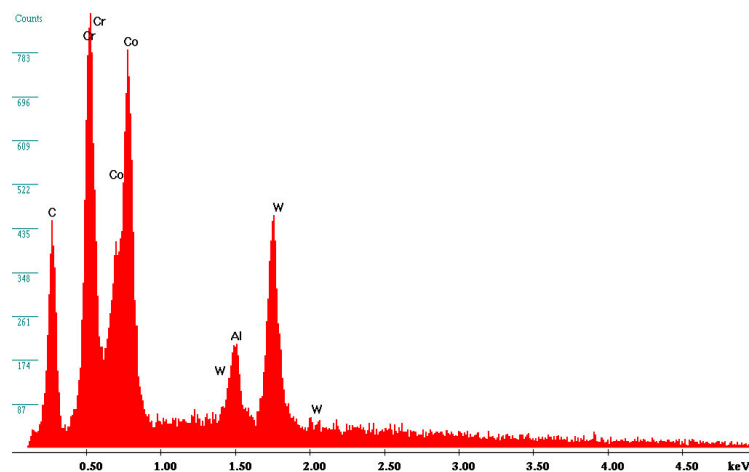


Figura 28- Espectro EDS relativo à zona 5 (Z5).

Os restantes espectros EDS relativos às diferentes zonas apresentadas encontram-se no anexo F.

Em síntese:

Em termos microestruturais, a estrutura dendrítica apresentada pelo revestimento de Stellite 6 corrobora os resultados da revisão bibliográfica.

A análise EDS sugere a existência de carbonetos; no entanto, não foi possível proceder à sua identificação através de EBSD, uma vez que o seu tamanho é inferior ao volume útil de emissão do EBSD.

5.2.2 Revestimento de WC-Ni

A fig. 29 apresenta a análise SEM correspondente à amostra de WC-Ni cuja espessura de revestimento é menor. Verifica-se que as partículas de WC estão concentradas na região de sobreposição das pistas. Nas restantes regiões ocorreu a dissolução das partículas na matriz de Ni, evidenciada pela formação da estrutura dendrítica. Os espectros EDS relativos às zonas Z1 e Z2 são apresentados na fig. 30 a) e b) respetivamente.

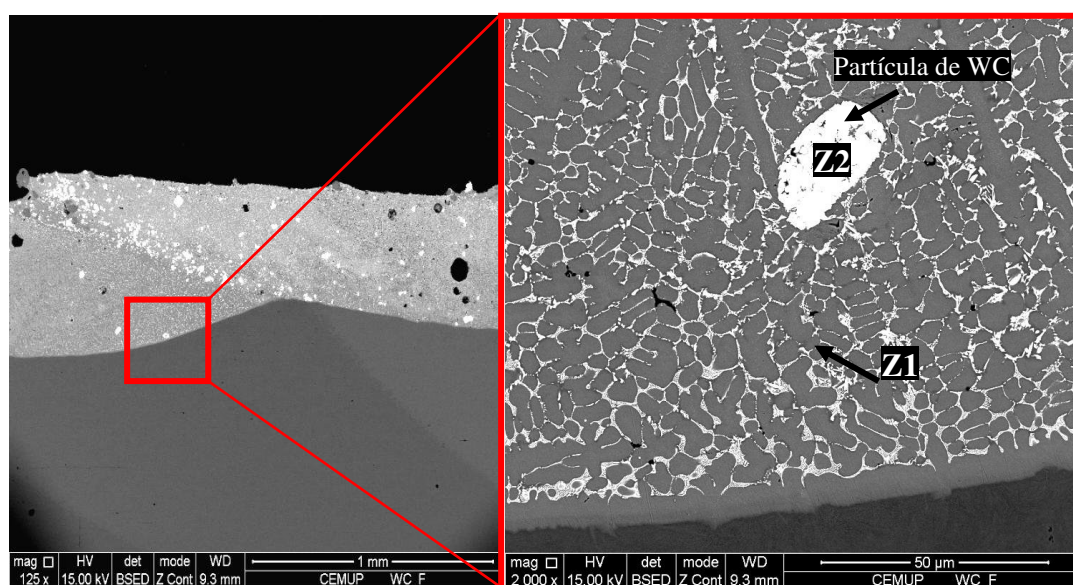


Figura 29- Secção transversal do revestimento de WC-Ni F, observada em SEM: a) presença de poros e de partículas de WC não dissolvidas sobretudo na região de sobreposição, b) solubilização das partículas de WC e respetiva formação da estrutura dendrítica.

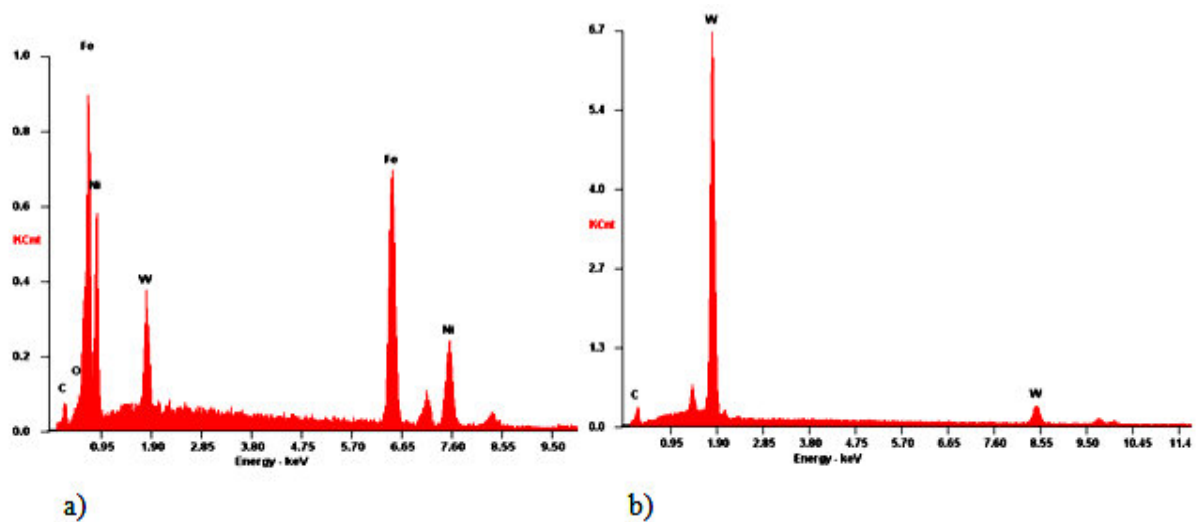


Figura 30- Espectros EDS relativos a Z1 e Z2 da fig. 29.

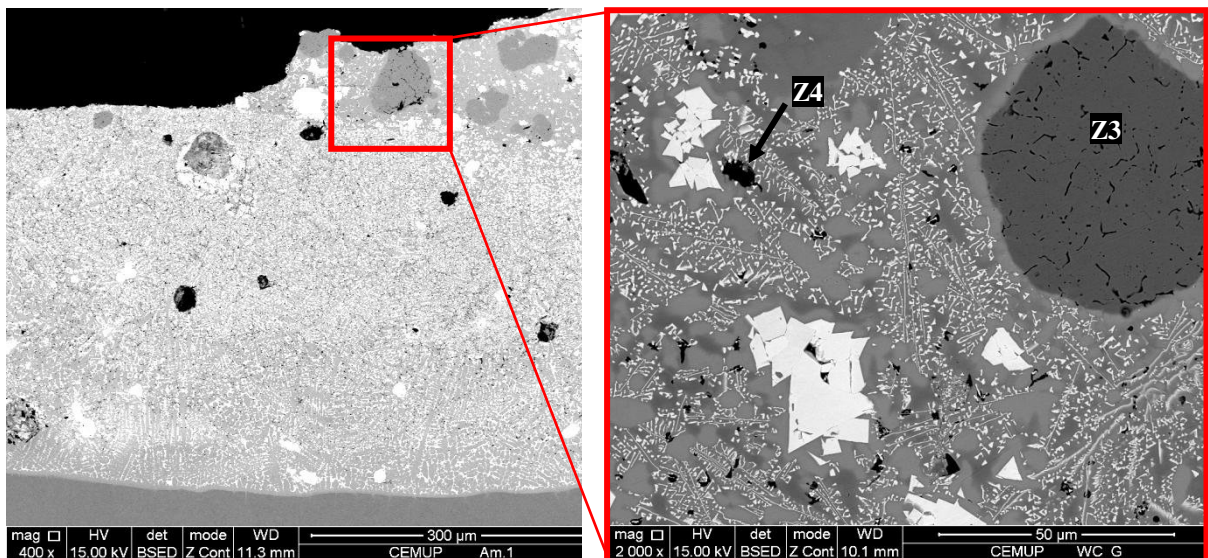


Figura 31- Secção transversal do revestimento de WC-Ni G, com destaque para as zonas Z3 com elevado teor em níquel.

Nas amostras dos revestimentos de WC-Ni foram identificadas zonas com maior teor de níquel (Z3, fig. 31 e 32). Este resultado comprova que a mistura dos pós não era homogênea, estando coerente com a análise SEM efetuada aos pós de WC-Ni.

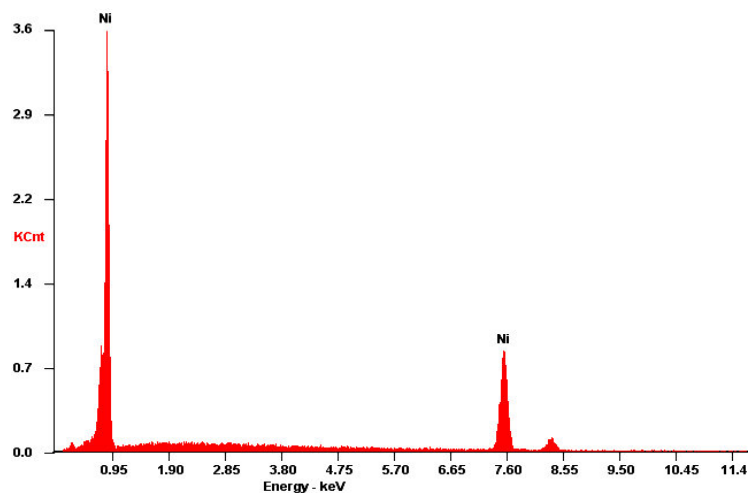


Figura 32- Espectro EDS relativo a Z3 da fig. 31.

A zona assinalada por Z4 (fig. 31) é essencialmente composta por Si que se difundiu do substrato (0,25 % de Si em peso) para o revestimento (fig. 33).

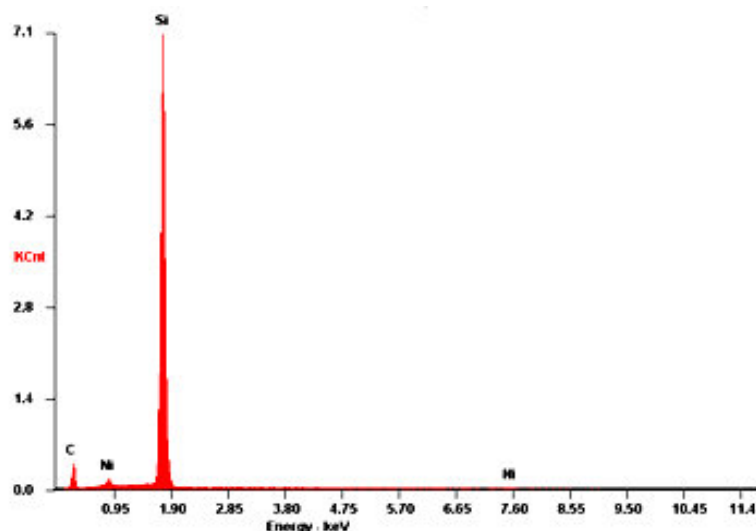


Figura 33- Espectro EDS relativo a Z4 da fig. 31.

5.3 Dureza

5.3.1 Revestimento de Stellite 6

A fig. 34 apresenta graficamente o perfil de durezas do revestimento de Stellite 6. O decréscimo de dureza registado ao longo do revestimento deve-se à ocorrência de um menor refinamento da estrutura dendrítica, junto à interface revestimento/substrato (fig. 35). Tal significa que, embora a transferência de calor tenha ocorrido essencialmente por condução, as perdas por convecção e radiação foram suficientes para originar uma microestrutura mais fina na superfície do revestimento.

Relativamente ao substrato, verificam-se valores de dureza na ordem dos 800 HV na ZTA e de 400 HV na região subsequente.

O valor de dureza obtido na ZTA do aço resulta da formação de carbonetos. Verifica-se ainda a formação de uma estrutura martensítica (fig.36) que é distinta da do aço no seu estado inicial (fig.16), por um lado, graças às temperaturas de deposição ($T_{f\text{ Stellite } 6}=1253\text{-}1410\text{ }^{\circ}\text{C}$) corresponderem às do patamar de austenitização do aço e por outro, ao rápido arrefecimento proporcionado pelo laser cladding.

A dureza de aproximadamente 400 HV resultou da formação de uma estrutura globulizada (fig. 37). A elevada temperatura, ao ser suficiente para provocar um segundo revenido, levou à formação da matriz ferrítica com carbonetos globulizados, atingindo-se desta forma, o maior estado de amaciamento do substrato.

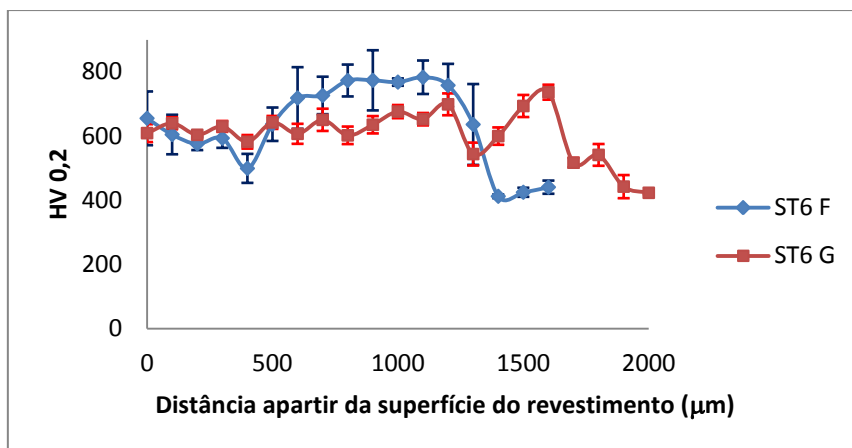


Figura 34- Perfil de durezas do revestimento de Stellite 6.

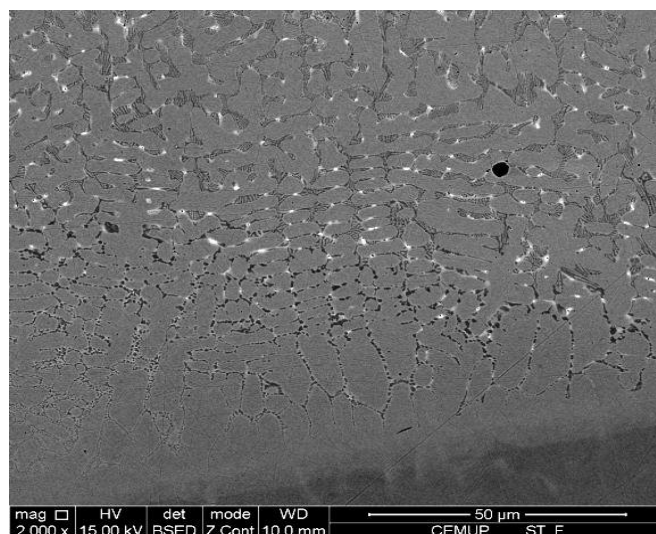


Figura 35- Imagem SEM da microestrutura do revestimento de Stellite 6, com destaque para o refinamento das dendrites junto à superfície do revestimento.

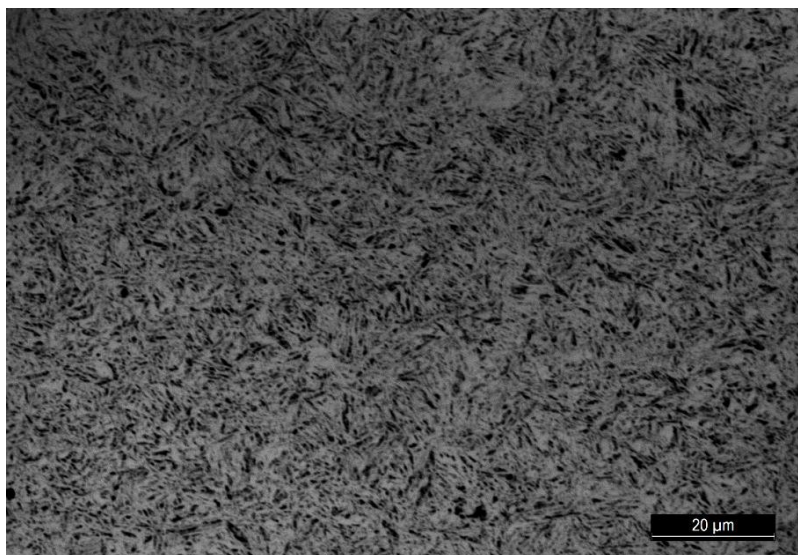


Figura 36- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura da ZTA do aço 75Cr1 resultante do processo de deposição da Stellite 6.

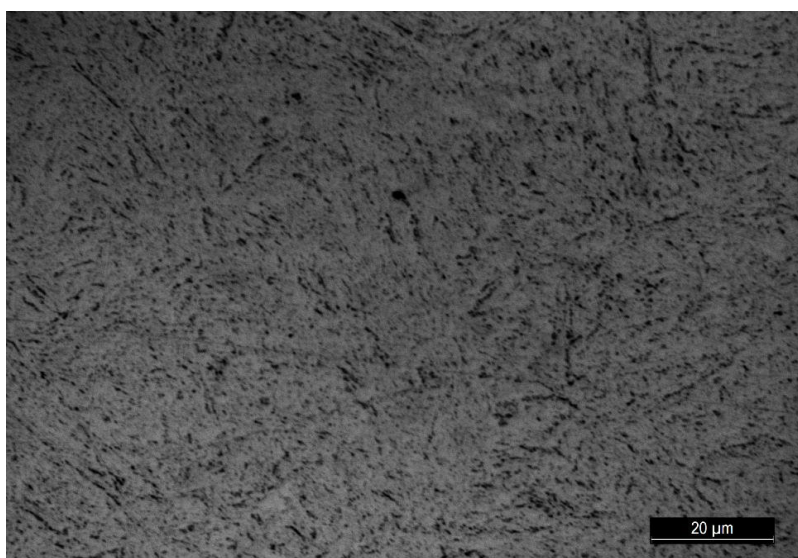


Figura 37- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura do aço 75 Cr1 (região imediata à ZTA) , que consiste numa matriz ferrítica com carbonetos globulizados.

Ainda relativo à figura 34, poder-se-á observar a correlação entre os valores de dureza obtidos e o grau de diluição. O revestimento menos espesso apresenta dureza inferior pelo que é legítimo concluir que apresenta uma taxa de diluição superior. Confirma-se a difusão do ferro na análise da line scan obtida por EDS (fig. 38). O revestimento menos espesso apresenta na sua composição $\approx 22\%$ em peso de Fe enquanto o de maior espessura apresenta $\approx 4\%$.

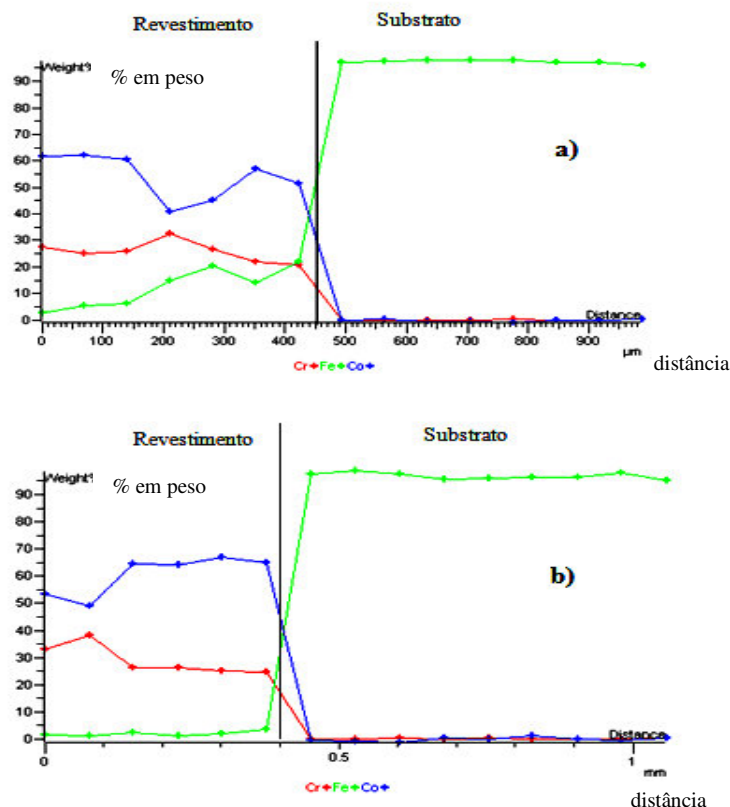


Figura 38- Line scan dos elementos presentes no revestimento e no substrato de: a) ST 6 de menor espessura, b) ST 6 de maior espessura.

5.3.2 Revestimento de WC-Ni

A dureza do revestimento de WC-Ni situa-se entre os 400 e 550 HV (fig. 39). Este valor é significativamente inferior ao espectável (aprox. 1000-1200 HV; [37]). O facto das partículas duras se encontrarem pouco dispersas na matriz de níquel e com tamanhos bastante distintos, originou tal resultado.

Através da análise gráfica, verifica-se ainda que a amostra com menor espessura de revestimento apresenta uma ZTA com dureza superior à correspondente da amostra mais espessa. Poder-se-á atribuir o resultado obtido ao efeito de diluição. Extrapolando as conclusões da análise da line scan do revestimento de Stellite 6 para o revestimento de WC-Ni, então a amostra menos espessa apresenta maior taxa de diluição. Assim, é legítimo considerar que terá ocorrido uma difusão significativa de carbono para o substrato, que conduziu à formação de carbonetos (fig. 40) e, consequentemente, à obtenção de uma ZTA com elevada dureza (≈ 800 HV).

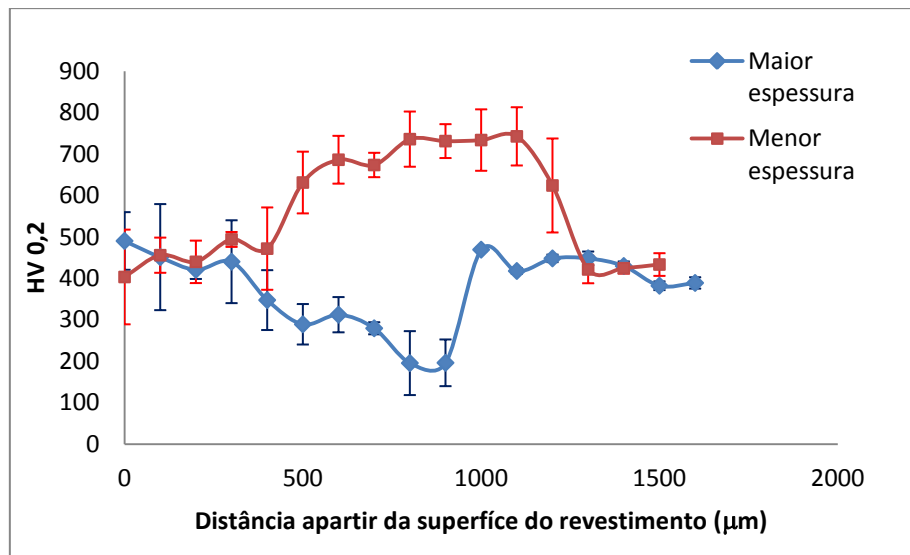


Figura 39- Perfil de durezas no revestimento de WC-Ni.

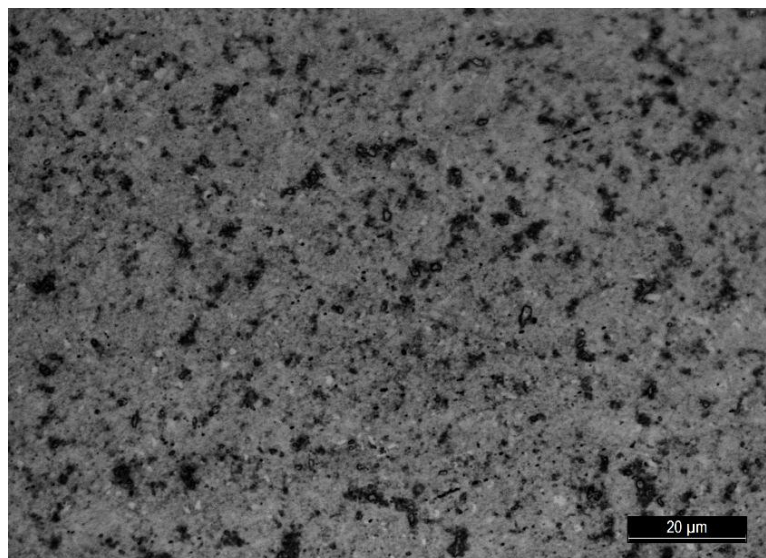


Figura 40- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura da ZTA do aço 75Cr1 resultante da deposição de WC-Ni.

O substrato apresenta uma microestrutura globulizada (fig. 41), o que justifica os valores de dureza próximos de 400 HV.

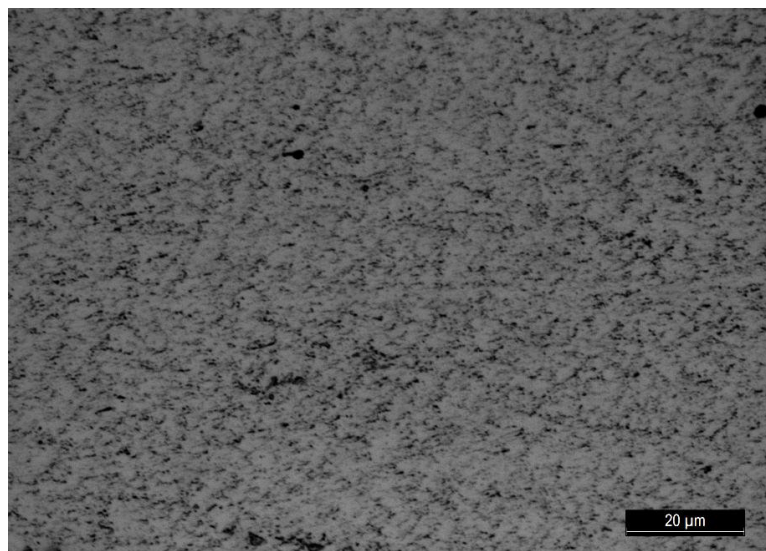


Figura 41- Imagem obtida em microscopia ótica da microestrutura do aço 75Cr1 (região imediata à ZTA) resultante da deposição de WC-Ni.

5.4 Desgaste

A figura 42 apresenta os resultados correspondentes aos ensaios de desgaste abrasivo (2% SiC) dos revestimentos de Stellite 6, do WC-Ni e do aço 75Cr1 no seu estado inicial. Verifica-se que o volume desgastado aumenta linearmente com o número de ciclos para todos os materiais. Os valores representados no gráfico correspondem à média de três ensaios para cada ciclo (ver conjunto de dados no anexo F).

Pela observação da tabela 13, verifica-se que o revestimento de WC-Ni apresenta uma taxa de desgaste (K_c) inferior à dos restantes materiais. Apesar da dureza obtida ser francamente inferior à da Stellite 6 e à do aço 75Cr1, ainda assim, o revestimento de WC-Ni apresenta uma resistência à abrasão superior.

O revestimento de Stellite 6 apresenta um valor médio de dureza (585 ± 56 HV) próximo da dureza média do aço 75Cr1 ($606 \pm 0,06$ HV); no entanto, exibe uma perda de material (volume desgastado) mais significativa (fig. 42). Este efeito deve-se provavelmente ao facto dos carbonetos presentes na região interdendrítica do revestimento de Stellite 6 se terem desprendido da matriz, tal como referido em [37].

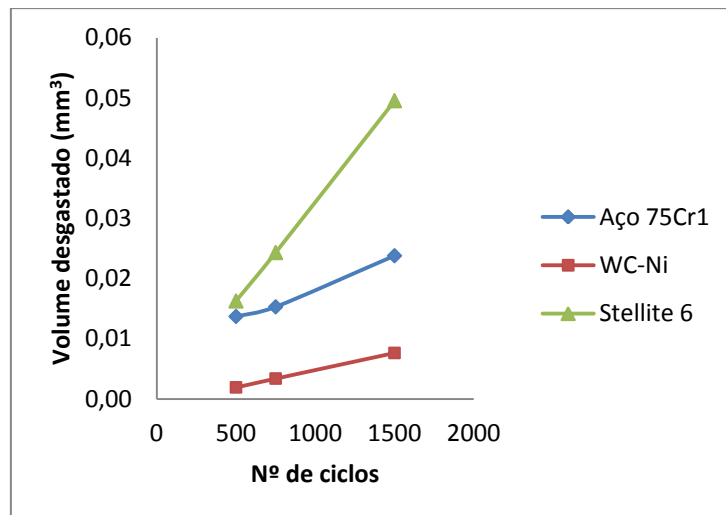


Figura 42- Volume de material desgastado em função do número de ciclos para os revestimentos de Stellite 6 e de WC-Ni e para o substrato em aço 75Cr1.

Tabela 13-Taxas de desgaste dos diferentes materiais.

Nº ciclos	Kc (mm ² /N)		
	Aço 75Cr1	Revestimento de WC-Ni	Revestimento de Stellite 6
500	1,75E-06	2,45E-07	2,07E-06
750	1,30E-06	2,88E-07	2,06E-06
1500	1,01E-06	3,24E-07	2,10E-06

Os resultados obtidos para o revestimento de WC-Ni parecem contrariar a ideia consensual de que a resistência à abrasão é diretamente proporcional à dureza. Contudo, é importante referir que a resistência ao desgaste não é apenas dependente da dureza (microestrutura) do revestimento, mas também de outros fatores como o tamanho e a distribuição das partículas duras [37]. Quando o compósito é exposto a condições de desgaste abrasivo, o que se verifica na realidade é que o desgaste ocorre sobre as partículas duras enquanto a matriz de Ni lhe serve de suporte mecânico. Deste modo, é o desgaste dos carbonetos que determina a taxa de desgaste do compósito.

Em relação à influência que a fração de partículas abrasivas exerce sobre o volume de material obtido, verifica-se, da observação da fig. 43, que o aumento da fração volúmica de SiC origina crateras de desgaste com diâmetro superior, logo maior o volume desgastado (fig. 44), tal como era expectável.

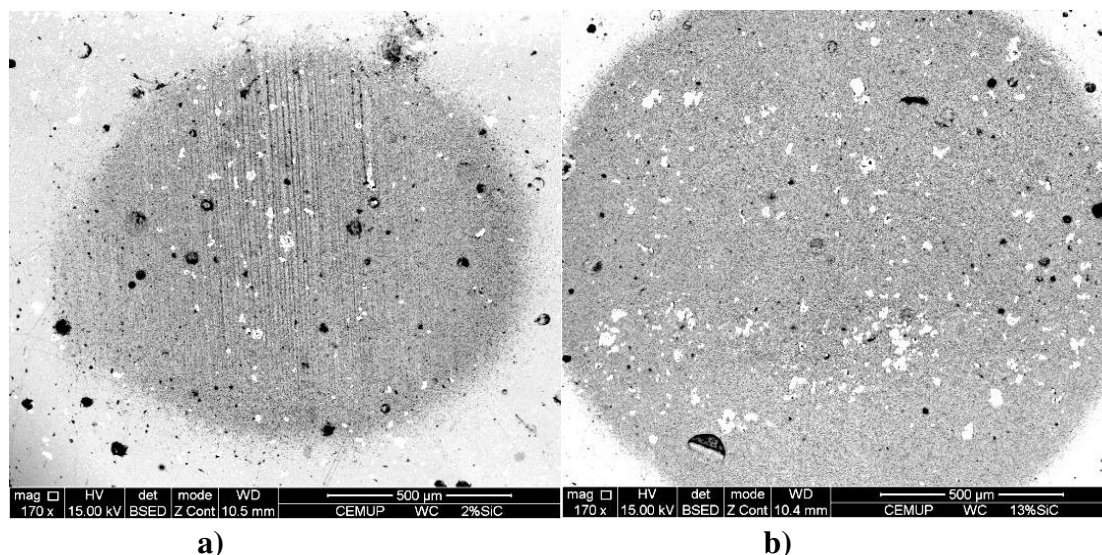


Figura 43- Imagem SEM de crateras de desgaste obtidas pela utilização de diferentes frações volúmicas de SiC: a) 2% e b) 13%.

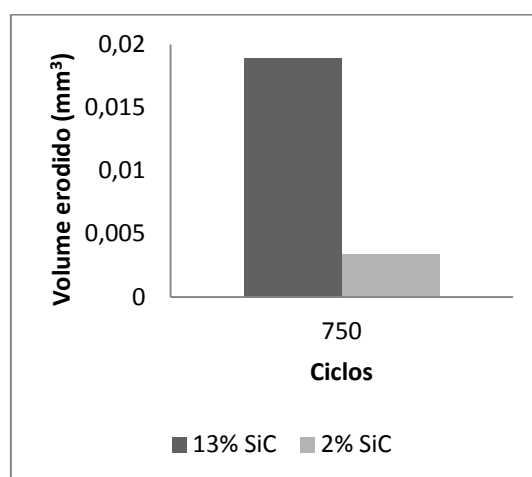


Figura 44- Representação gráfica do volume de material erodido em função da fração volúmica de partículas abrasivas de SiC.

A utilização de diferentes concentrações de SiC evidenciou diferentes tipos de desgaste. Na fig. 45 encontra-se evidenciado o desgaste por riscamento, caracterizado pela formação de riscos paralelos. Verifica-se ainda que as partículas de WC não se deixam riscar pelas de SiC, facto que comprova e justifica o comportamento ao desgaste abrasivo verificado no compósito.

Na fig. 46 regista-se a ocorrência de desgaste por rolamento ou lavragem, comprovado pela formação de estrias. Neste tipo de desgaste, geralmente as partículas duras não removem material porque rolam sobre si próprias durante o deslizamento. No entanto, na fig. 47, constata-se a ocorrência de um arrancamento parcial de partículas de WC, possivelmente devido ao seu carácter frágil e à heterogeneidade da sua distribuição.

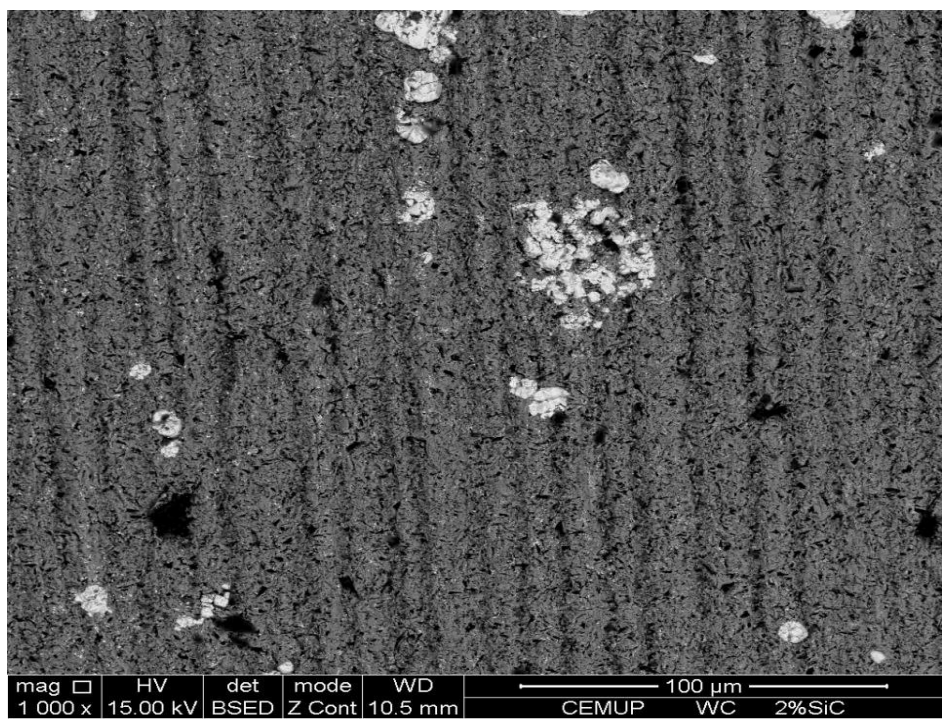


Figura 45- Imagem SEM da superfície de amostra que sofreu desgaste por riscamento.

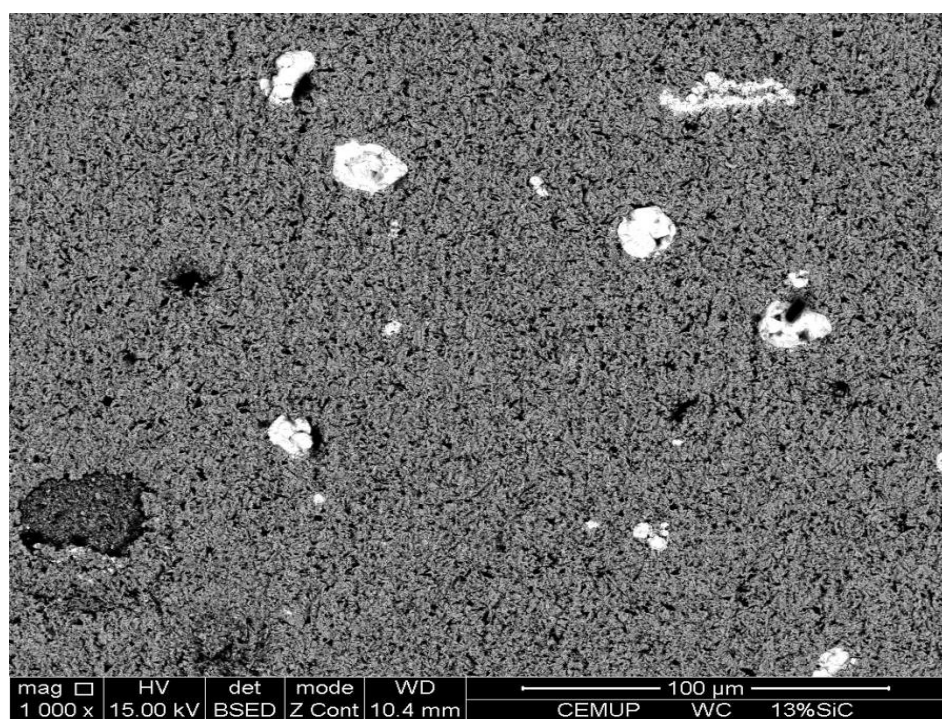


Figura 46- Imagem SEM da superfície de amostra que sofreu desgaste por rolamento.

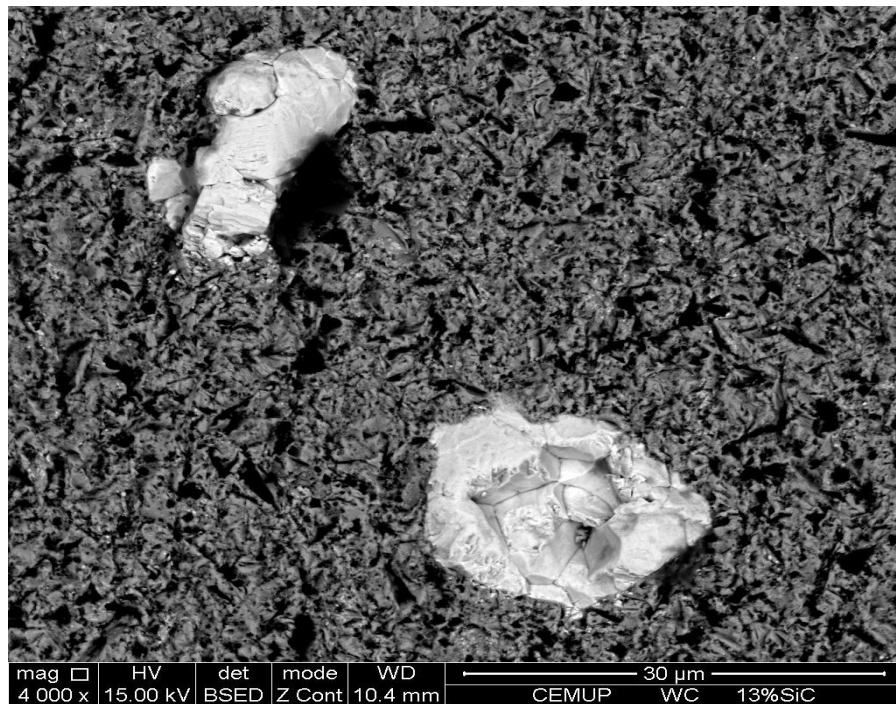


Figura 47- Imagem SEM que evidencia o arrancamento parcial de partícula de WC da matriz de níquel.

6 Conclusões e Recomendações

Tal como já era de esperar, a deposição de Stellite 6 foi mais simples, tendo permitido identificar de forma expedita as dificuldades inerentes à tecnologia. A variação da espessura dos revestimentos ao longo da pista, por exemplo, requer a otimização dos parâmetros tecnológicos.

As taxas de diluição obtidas nas pistas excedem largamente as previstas (3 a 5%) para a tecnologia, havendo a necessidade de se otimizar as variáveis de funcionamento do laser.

A mistura homogênea dos pós de WC e de Ni revela-se de capital importância para a obtenção de revestimentos com propriedades mecânicas uniformes ao longo de toda a superfície, pelo que a utilização do moinho de bolas, a exemplo do que acontece em pulverometurgia, é crucial para o efeito. Adicionalmente é aconselhável, antes da deposição, efetuar a caracterização física dos pós de WC (identificar as fases existentes, a sua distribuição granulométrica, o tamanho médio de partícula e a forma).

Verificou-se que o laser cladding provoca a dissolução das partículas de WC pelo que não é surpresa, que, por vezes, os materiais apresentem resistência ao desgaste inferior ao espetável. A forma de reduzir o grau de solubilização das partículas pode passar pela seleção de pós com outra granulometria e outra forma, bem como de parâmetros de deposição que permitam atingir temperaturas mais baixas durante a deposição.

Para além das tensões residuais presentes no substrato, somam-se as tensões internas induzidas pela própria tecnologia de laser cladding, ambas responsáveis pelas distorções patentes no substrato. A minimização deste defeito passa, por exemplo, pela realização de um tratamento térmico ao substrato prévio à deposição.

Os revestimentos de WC-Ni obtidos apresentaram defeitos inadmissíveis à sua aplicação nas lâminas de corte. Assim, o estudo comparativo entre o desempenho dos materiais das lâminas mostrou-se inviável. Previamente àquele estudo é exigido antes de mais, a produção de revestimentos isentos de defeitos.

7 Referências Bibliográficas

- [1] FREZITE, f.d.c.S.A. Valores. [Acedido em 2012 Novembro]; Disponível em: <http://www.frezitegroup.com/index.php?id=73>.
- [2] Nowotny, S., et al., Laser beam build-up welding: precision in repair, surface cladding, and direct 3D metal deposition. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2007. **16**(3): p. 344-348.
- [3] Borges, B., et al., Imperfections in laser cladding with powder and wire fillers. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2010. **50**(1-4): p. 175-183.
- [4] Ehsan Toyserkani, A.K., Stephen F Corbin, *Laser Cladding* 2005: CRC Press. <http://www.crcnetbase.com/isbn/9780849321726>
- [5] Zhenda, C., L. Leong Chew, e Q. Ming, Laser cladding of WC • Ni composite. *Journal of materials processing technology*, 1996. **62**(4): p. 321-323.
- [6] Guo, C., et al., Effects of WC–Ni content on microstructure and wear resistance of laser cladding Ni-based alloys coating. *Surface and Coatings Technology*, 2012. **206**(8): p. 2064-2071.
- [7] Weerasinghe, V. e W. Steen, *Laser cladding with pneumatic powder delivery*, in *Applied Laser Tooling* 1987, Springer. p. 183-211.
- [8] M.Reis, S.E., A. Cabral, P.Peças , H.Gouveia, Revestimentos de cobre em aço inoxidável 304 L por laser cladding, in *Revista de Metalurgia* 1998. p. 154-161.
- [9] Leyens, C., F. Brückner, e S. Nowotny. *Innovations in Laser Cladding and Direct Metal Deposition*. in *Laser and Tera-Hertz Science and Technology*. 2012. Optical Society of America.
- [10] Nowotny, S., S. Scharek, e A. Schmidt, Advanced laser technology applied to cladding and buildup. *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 2007. **86**(5): p. 48.
- [11] Penn, W., *Laser cladding basics*. *Welding Journal*: p. 46-49.
- [12] Silfvast, W.T., *Laser Fundamentals Second edition* ed2004: Cambridge University Press.
- [13] Paiva, C.R., *Fotónica - Lasers Semicondutores*, 2008, Instituto Superior Técnico. p. 58.

- [14] L.Shepeleva, B.M., W.D. Kaplan, M.Bamberger, A.Weisheit, Laser cladding of turbine blades. *Surface & Coatings Technology*, 2000. **125**: p. 45-48.
- [15] L.Sexton, S.L., G.Byrne, A.Kennedy, Laser Cladding of aerospace materials. *Materials Processing Technology*, 2002. **122**: p. 63-68.
- [16] Antonio Domenico Ludovico, A.A.a.S.L.C., Experimental Analysis of the Direct Laser Metal Deposition Process, in *New Trends in Technologies: Devices, Computer, Communication and Industrial Systems* 2010, Meng Joo Er.
- [17] Ali Emamian, S.F.C., Amir Khajepour, The influence of combined laser parameters on in-situ formed TiC morphology during laser cladding. *Surface & Coatings Technology*, 2011. **206**: p. 124-131.
- [18] Ahmed Ali Moosa, M.J.K., Akeel Dhahir Subhi, Dilution Effect during Laser Cladding of Inconel 617 with Ni-Al Powders. *Modern Applied Science*, 2011. **5**: p. 49-55.
- [19] Pierson, H.O., *Handbook of Refractory Carbides & Nitrides: Properties, Characteristics, Processing and Apps* 1996: William Andrew.
- [20] Van Acker, K., et al., Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings. *Wear*, 2005. **258**(1): p. 194-202.
- [21] Huang, S., M. Samandi, e M. Brandt, Abrasive wear performance and microstructure of laser clad WC/Ni layers. *Wear*, 2004. **256**(11): p. 1095-1105.
- [22] Przybyłowicz, J. e J. Kusiński, Structure of laser clad tungsten carbide composite coatings. *Journal of materials processing technology*, 2001. **109**(1): p. 154-160.
- [23] Emamian, A., S.F. Corbin, e A. Khajepour. In-Situ Formation of TiC Using Laser Cladding. [Acedido em 2013 Maio]; Disponível em: http://cdn.intechopen.com/pdfs/16698/InTech-In_situ_deposition_of_metal_matrix_composite_in_fe_ti_c_system_using_laser_cladding_process.pdf.
- [24] Wu, P., et al., Influence of WC particle behavior on the wear resistance properties of Ni–WC composite coatings. *Wear*, 2004. **257**(1): p. 142-147.
- [25] Atamert, S. e H. Bhadeshia, Comparison of the microstructures and abrasive wear properties of stellite hardfacing alloys deposited by arc welding and laser cladding. *Metallurgical Transactions A*, 1989. **20**(6): p. 1037-1054.
- [26] Stellite Deloro. [Acedido em 2013 Maio]; Disponível em: <http://stellite.co.uk/Portals/0/Stellite%206%20Final.pdf>.

- [27] Yu, H., et al. Tribo-Mechanical Evaluations of Cobalt-Based (Stellite 4) Alloys Manufactured via HIPing and Casting. in Proceedings of the World Congress on Engineering. 2007. Citeseer.
- [28] Metals Handbook -Surface Engineering. Vol. 5. 1994: ASM International.
- [29] Metals Handbook -Mechanical testing and evaluation Vol. 8. 2000: ASM International.
- [30] Standard, B., Advanced technical ceramics-Methods of test for ceramic coatings:BS EN 1071-6:2007, in Part 6: Determination of the abrasion resistance of coatings by a micro-abrasion wear test2007.
- [31] Davim, J.P., Princípios da Maquinagem1995, Coimbra: Livraria Almedina.
- [32] Gahr, K.-H.Z., Wear by hard particles. Tribology International, 1998. **31**(10): p. 587-596.
- [33] Pascoali, S. Introdução ao desgaste abrasivo. [Acedido em 2013 Maio]; Disponível em: <http://dc247.4shared.com/doc/Plx-ZB14/preview.html>.
- [34] Xu, G., et al., Characteristic behaviours of clad layer by a multi-layer laser cladding with powder mixture of Stellite-6 and tungsten carbide. Surface and Coatings Technology, 2006. **201**(6): p. 3385-3392.
- [35] Qualidade, I.P.d., Materias metálicos - Ensaio de dureza Vickers: NP EN ISO 6507-1, in Parte 1: Método de ensaio2011.
- [36] Ion, J., Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application2005: Butterworth-Heinemann.
- [37] Lin, W. e C. Chen, Characteristics of thin surface layers of cobalt-based alloys deposited by laser cladding. Surface and Coatings Technology, 2006. **200**(14): p. 4557-4563.

Anexos

Anexo A- Cálculo da concentração de 35% Vol.de WC

Considerando:

$$\rho = \frac{m}{V}$$

$$V=100 \text{ cm}^3$$

$$\rho_{Ni} = 8,9 \text{ g/cm}^3$$

$$\rho_{WC} = 15,8 \text{ g/cm}^3$$

$$\text{Massa (Ni)} = 8,9 * 0,65 * 100$$

$$\text{Massa (Ni)} = 578,9 \text{ g}$$

$$\text{Massa (WC)} = 15,8 * 0,35 * 100$$

$$\text{Massa (WC)} = 553 \text{ g}$$

Anexo B- Retas de calibração

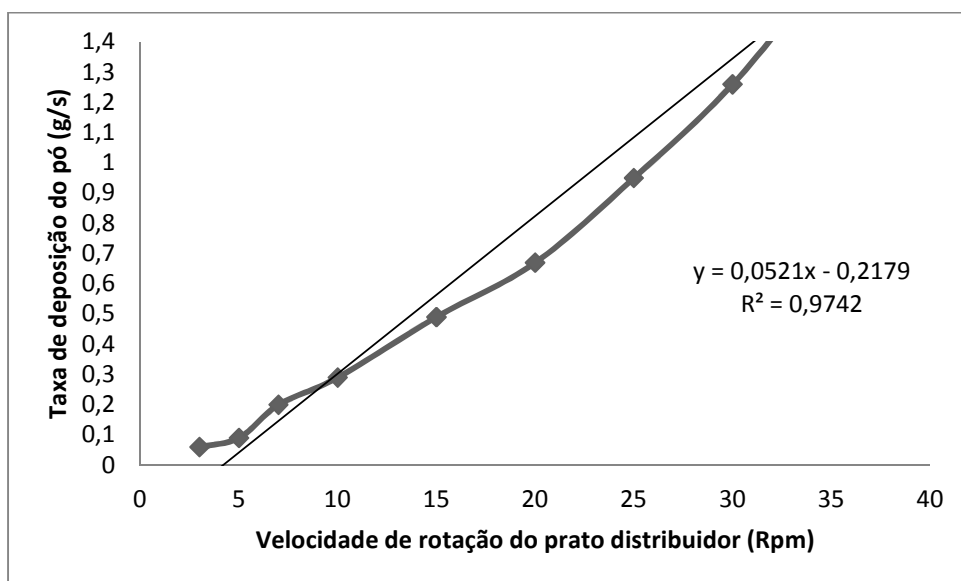


Figura 1 – Representação gráfica da taxa de deposição de pó de *Stellite 6* em função da velocidade de rotação do prato distribuidor.

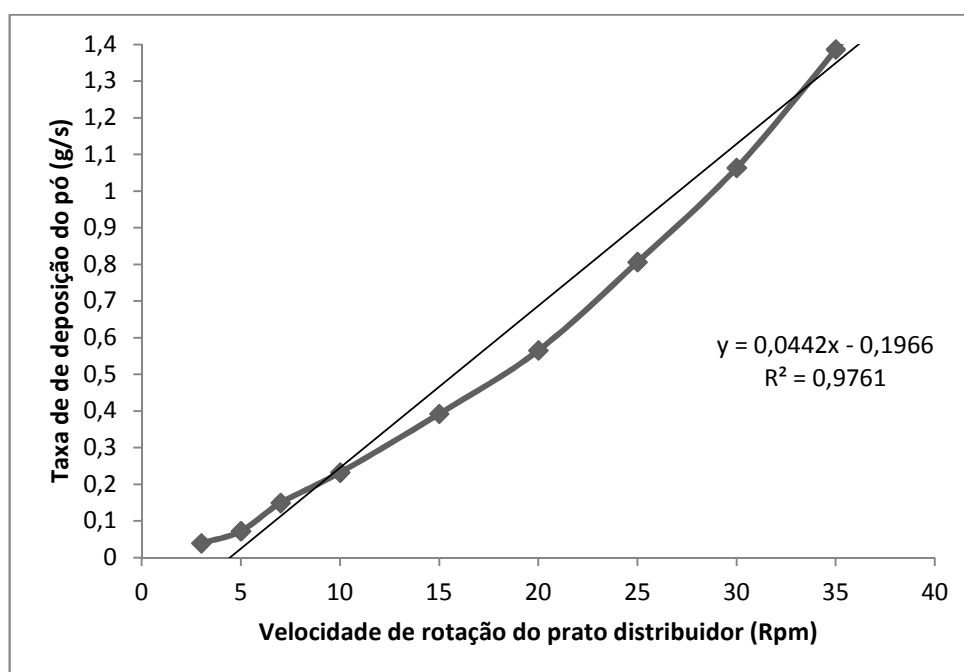


Figura 2 - Representação gráfica da taxa de deposição de pó de WC-Ni em função da velocidade de rotação do prato distribuidor.

Anexo C-Análise SEM dos pós WC-Ni

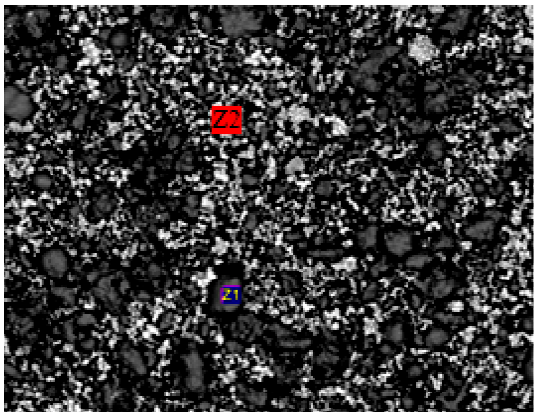


Figura 3 – Imagem em SEM dos pós de WC-Ni.

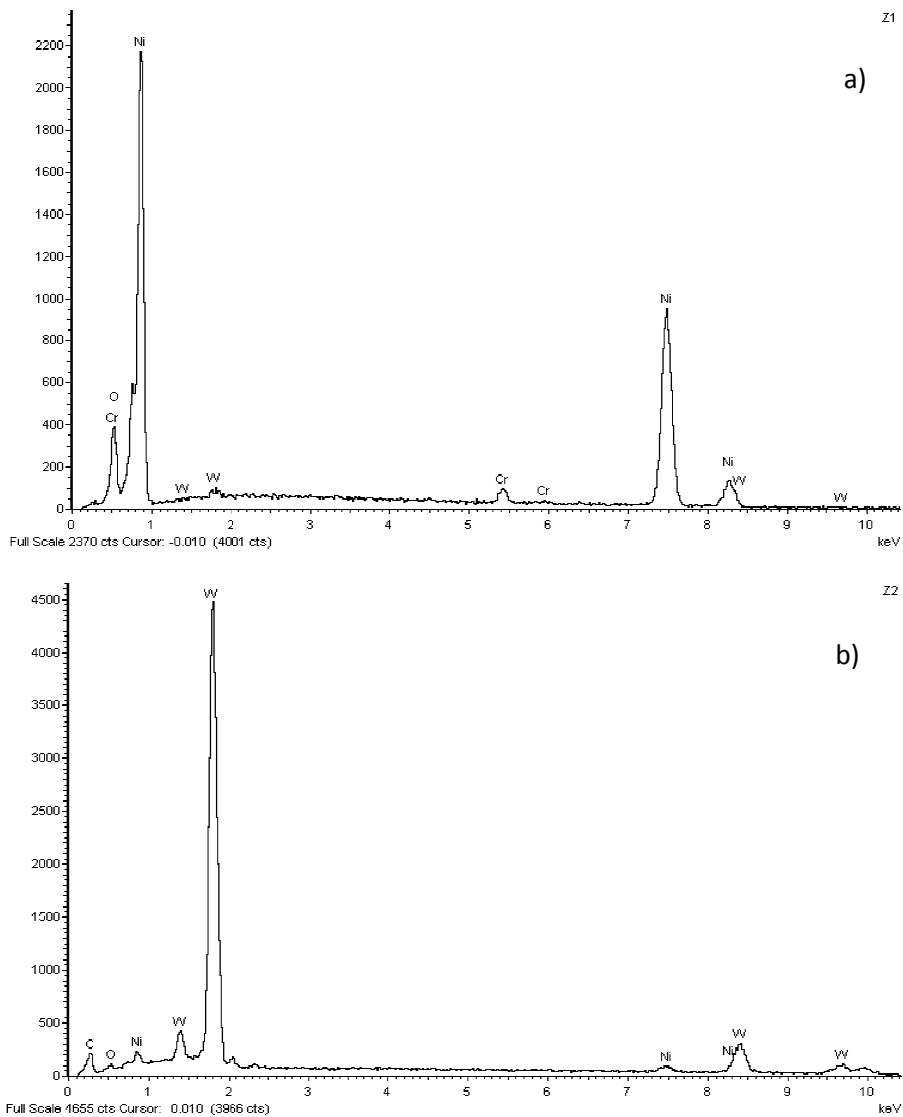


Figura 4 – Espetros EDS relativos à fig.3: a) Z1, b) Z2

Anexo D-Cálculo da diluição pelo método das áreas

A título de exemplo apresentam-se duas imagens da secção transversal de duas pistas:

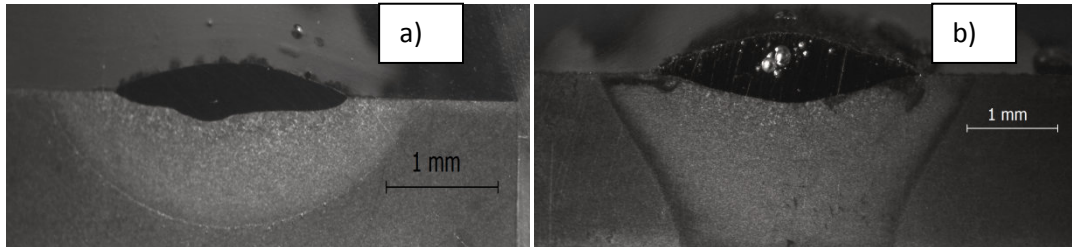


Figura 5 – Secção transversal das pistas: a) corresponde à amostra 2 (*Stellite 6*) e b) corresponde à amostra 3 (WC-Ni).

$$Taxa\ de\ diluição\ (\%) = \frac{A\ (2)}{A\ (1) + A\ (2)} \cdot 100$$

Tabela 1 – Cálculo da taxa de diluição, onde A(1) corresponde à área de revestimento e A(2) à área de substrato.

	<i>Stellite 6</i>		WC-Ni		
	2	3	4	2	3
A(1)	0,344	0,85	0,783	0,632	0,809
A(2)	0,201	0,224	0,114	0,585	0,494
% Diluição	36,9	20,9	12,7	48,1	37,9

Anexo E- Contraste que evidencia diferenças de orientação cristalina

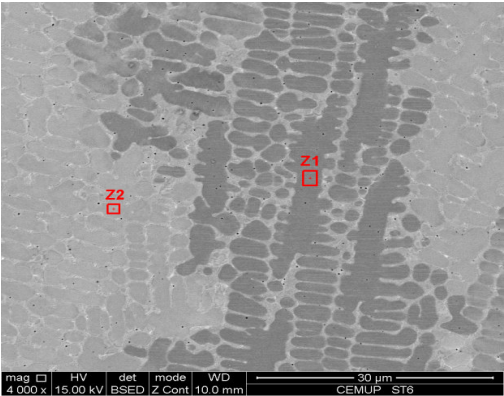


Figura 6 – Microestrutura da *Stellite 6*, observada em SEM. Os espectros correspondentes a Z1 e a Z2 não revelam diferenças de composição química nessas zonas.

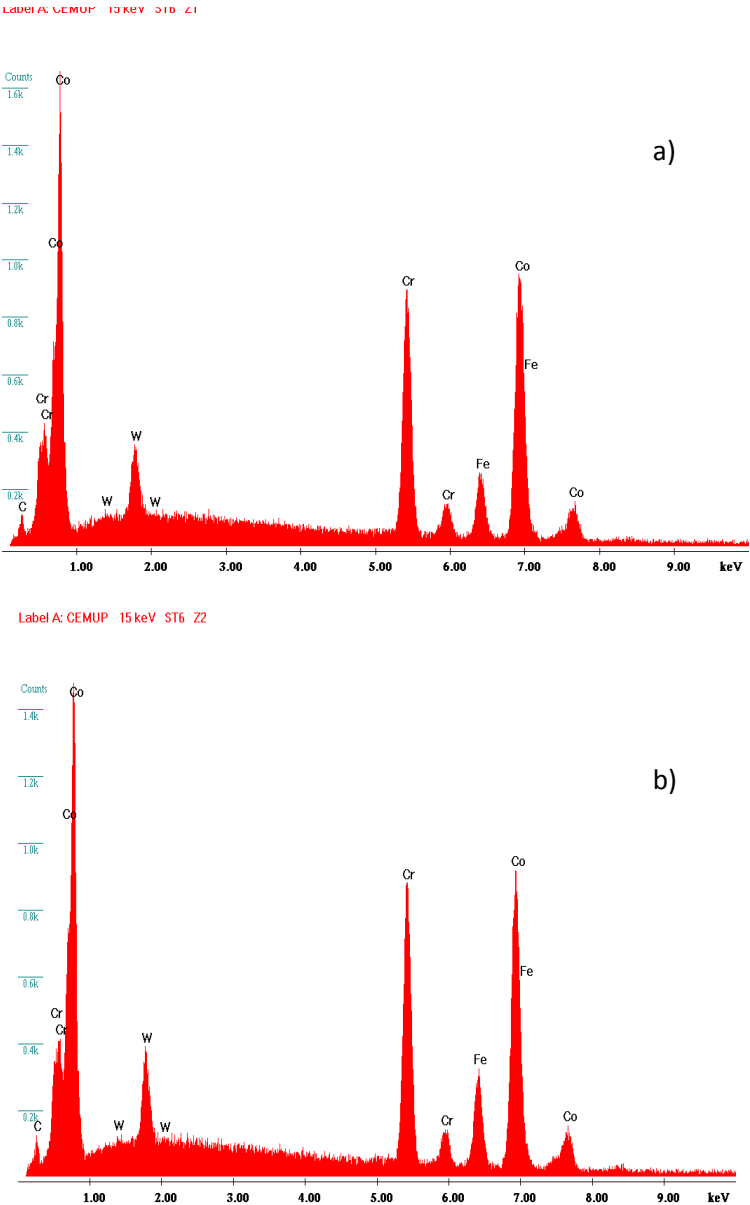


Figura 7 – Espectros EDS relativos à fig. 6: a) Z1 , b) Z2

Anexo F- Análises EDS

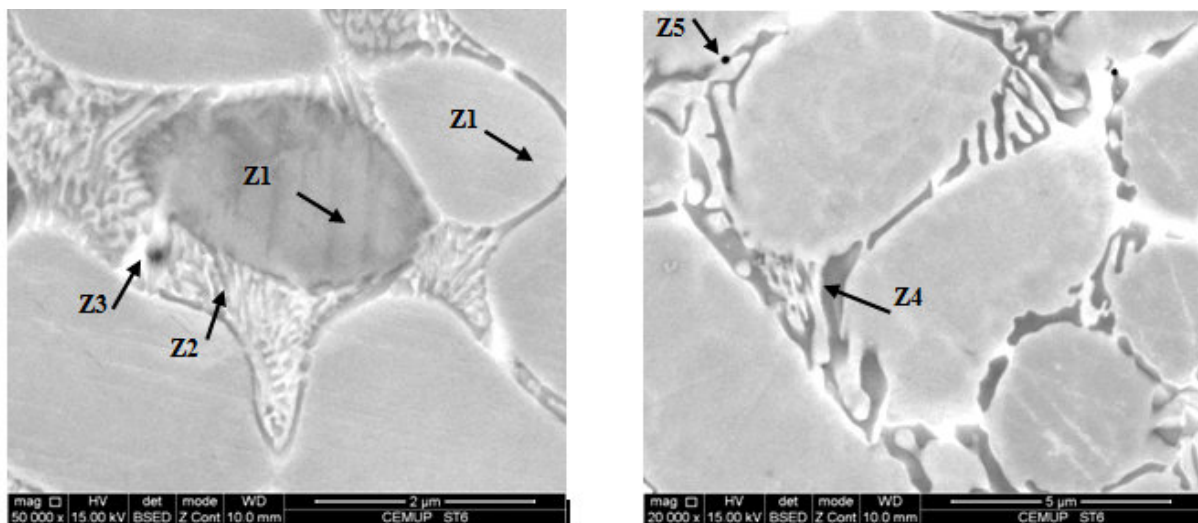


Figura 8 – Microestrutura do revestimento de *Stellite 6*, observada em SEM.

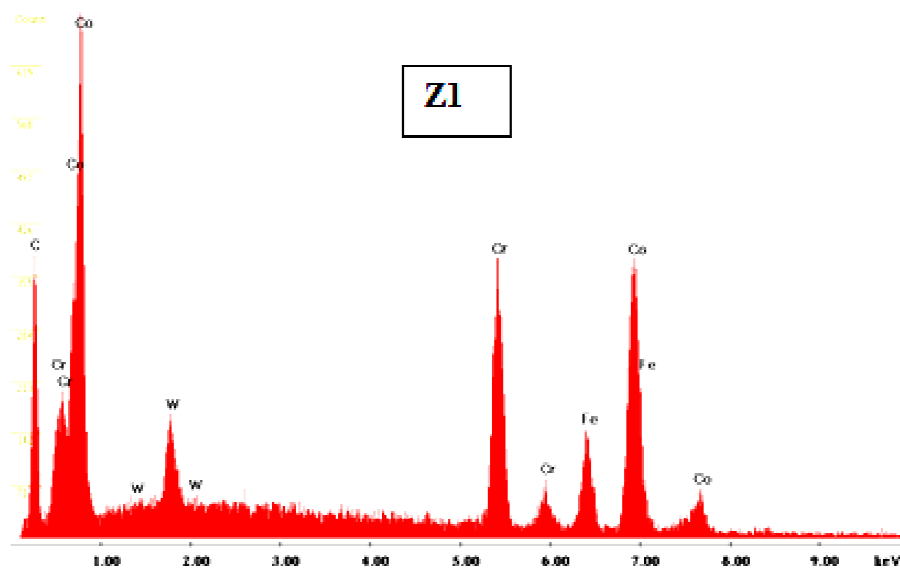


Figura 9 – Espetro EDS relativo a Z1, da fig. 8.

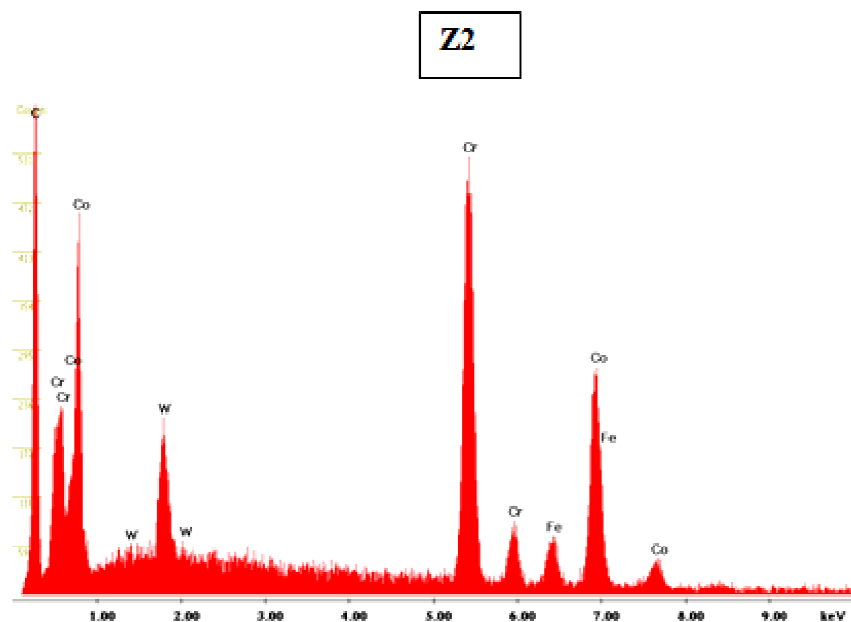


Figura 10 - Espetro EDS relativo a Z2, da fig. 8.

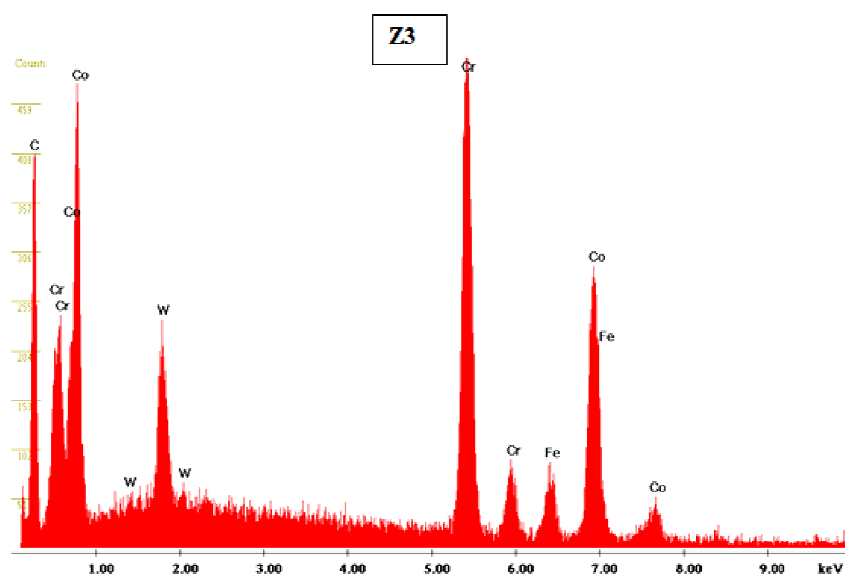


Figura 11 - Espetro EDS relativo a Z3, da fig. 8.

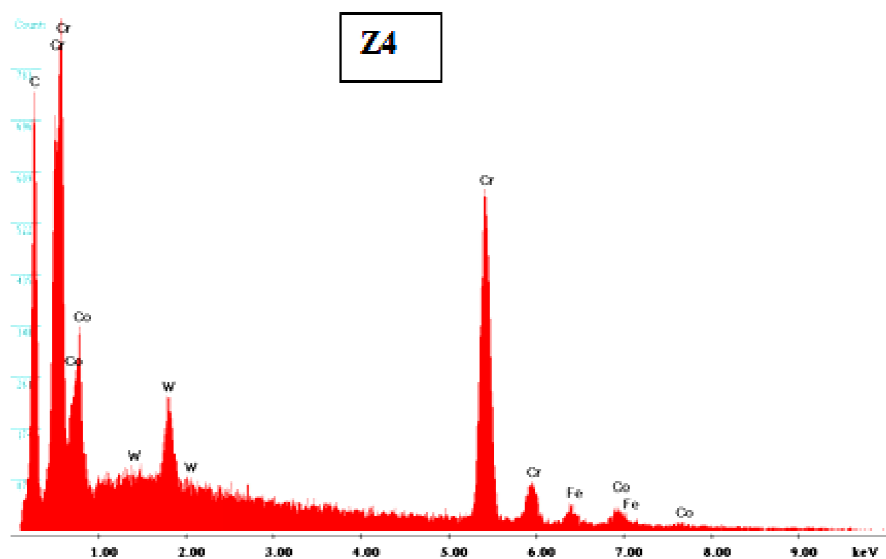


Figura 12 - Espetro EDS relativo a Z4, da fig. 8.

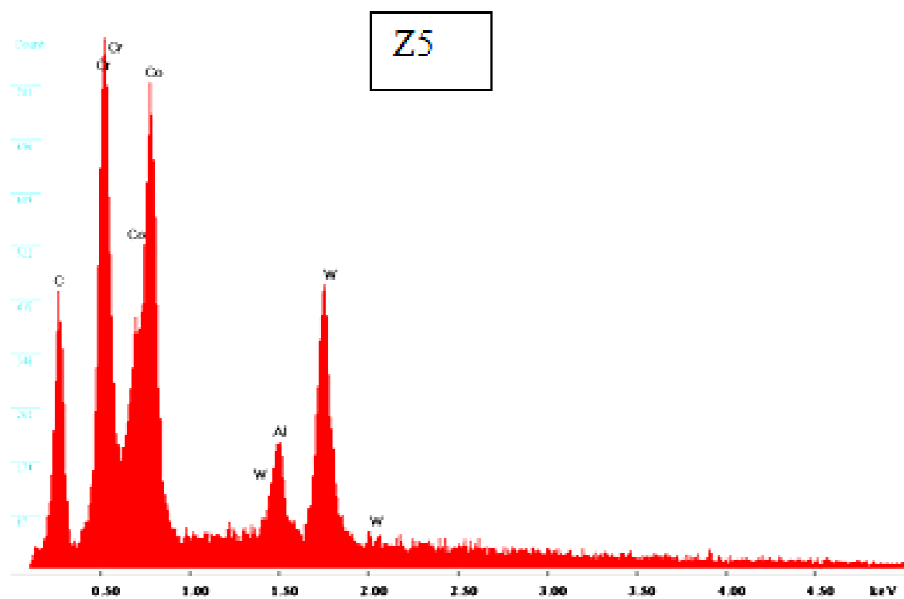


Figura 13 - Espetro EDS relativo a Z5, da fig. 8.

Anexo G- Medições dos diâmetros das crateras de desgaste dos ensaios de *Ball-Cratering*

Tabela 2 – Resultado médio do diâmetro das crateras de desgaste deixadas no substrato ao fim de 500, 750 e 1500 ciclos de ensaio.

	[SiC]= 0,06 g/cm ³			
Nºciclos	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	
500	1,366525	1,31778	1,280587	
	1,403824	1,418609	1,413475	
Média	1,385175	1,368195	1,347031	1,3668
750	1,452422	1,481202	1,458624	
	1,340722	1,355067	1,341212	
Média	1,396572	1,418135	1,399918	1,404875
1500	1,392333	1,495722	1,56906	
	1,604291	1,659098	1,692834	
Média	1,498312	1,57741	1,630947	1,56889

(mm)

Tabela 3 – Resultado médio do diâmetro das crateras de desgaste deixadas nos revestimentos de WC-Ni ao fim de 500, 750 e 1500 ciclos de ensaio.

	[SiC]= 0,06 g/cm ³			
Nºciclos	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	
500	0,85369	0,719048	0,779212	
	0,95113	0,825048	0,89095	
Média	0,90241	0,772048	0,835081	0,836513
750	1,028503	0,833637	0,830034	
	1,157408	0,959099	0,975736	
Média	1,092956	0,896368	0,902885	0,96407
1500	1,244724	1,094457	1,247113	
	1,190044	1,052841	1,257757	
Média	1,217384	1,073649	1,252435	1,181156

(mm)

Tabela 4 - Resultado médio do diâmetro das crateras de desgaste marcadas nos revestimentos de *Stellite 6* ao fim de 500, 750 e 1500 ciclos de ensaio.

	[SiC]= 0,06 g/cm ³			
	Ensaio 1	Ensaio2	Ensaio 3	
500	1,412766	1,400334	1,386878	
	1,433475	1,467855	1,459395	
Média	1,423121	1,434095	1,423137	1,426784
750	1,614895	1,575981	1,52428	
	1,640801	1,581779	1,526997	
Média	1,627848	1,57888	1,525639	1,577456
1500	1,87	1,9	1,888	
	1,86	1,85	1,94	
Média	1,865	1,875	1,914	1,884667

(mm)

Tabela 5 – Resultado médio do diâmetro das crateras de desgaste deixadas nos revestimentos de WC-Ni ao fim de 750 ciclos de ensaio.

	[SiC]= 0,4 g/cm ³			
750 Ciclos	Ensaio 1	Ensaio 2	Ensaio 3	
	1516,372	1451,561	1469,742	
	1487,853	1443,785	1511,214	
Média	1502,113	1447,673	1490,478	1480,088

(mm)

Tabela 6 – Valores calculados da distância de deslizamento para os 500, 750 e 1500 ciclos.

Nº ciclos	Distância de deslizamento (mm)
500	39269
750	58904
1500	117809